



# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

**23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL**  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

**22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**  
**9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**  
**6º CONGRESSO DO BRDDRG**  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDDRG CONGRESS

**9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS**  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES - BRAZIL/RS

**2ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL EM ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES NA CONFORMAÇÃO DE MATERIAIS**  
2<sup>ND</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON SURFACE ENGINEERING IN MATERIAL FORMING





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

**23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL**  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

**22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**  
**9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**  
**6º CONGRESSO DO BRDDRG**  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDDRG CONGRESS

**9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS**  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES - BRAZIL/RS

**2ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL EM ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES NA CONFORMAÇÃO DE MATERIAIS**  
2<sup>ND</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON SURFACE ENGINEERING IN MATERIAL FORMING

Editado por / Edited by  
Prof. Dr. Eng. Lirio Schaeffer  
Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

2019

## **ANAIS / PROCEEDINGS**

ISSN 2674-841X para a publicação em CD-Rom intitulada  
**Anais Senafor - Seminário Nacional de Forjamento.**

Porto Alegre, 2, 3 e 4 de outubro de 2019  
Hotel & Centro de Eventos Continental

Os textos aqui incluídos são da exclusiva responsabilidade de seus autores e publicados conforme o original enviado.  
Todos os direitos e autorização de uso das informações contidas nestes anais pertencem aos editores (CBCM / LDTM - UFRGS).

*The texts of these proceedings were printed according to the original sent by the authors.  
All rights on the contents belong to the editors (CBCM / LDTM - UFRGS).*

**[www.senafor.com](http://www.senafor.com)**





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

**23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL**  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

**22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**  
**9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**  
**6º CONGRESSO DO BRDDRG**  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDDRG CONGRESS

**9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS**  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES - BRAZIL/RS

**2ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL EM ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES NA CONFORMAÇÃO DE MATERIAIS**  
2<sup>ND</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON SURFACE ENGINEERING IN MATERIAL FORMING

## PROMOÇÃO PROMOTION

Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS  
Centro de Tecnologia - CT  
Laboratório de Transformação Mecânica - LdTM  
Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica - CBCM  
Grupo Brasileiro de Pesquisas em Conformação de Chapas (Brazilian Deep Drawing Research Group)  
Fundação Luiz Englert

## FORJAMENTO

### COMISSÃO ORGANIZADORA

Prof. Dr. Ing. Lirio Schaeffer (UFRGS) - Coordenador  
Dr. Eng. Alberto Moreira Guerreiro Brito (UFRGS)  
MSc. Eng. Luana De Lucca de Costa (UFRGS)

### COMISSÃO CIENTÍFICA

Alberto Moreira Guerreira Brito (UFRGS)  
Alex Fabiano Bueno (UFSC)  
Alexandre da Silva Rocha (UFRGS)  
Alisson Duarte da Silva (UFMG)  
Carlos Augusto Silva de Oliveira (UFSC)  
Gerhard Hirt (Institute of Metal Forming - RTWH AACHEN, Alemanha)  
Gianni Martinelli (FORGING Technologies - Suíça)  
Gilmar Ferreira Batalha (Escola Politécnica USP)  
João Henrique Correa de Souza (BRUNING Tecnometal)  
Lirio Schaeffer (UFRGS)  
Paulo António Firme Martins (Instituto Superior Técnico UNIV. de Lisboa)  
Paulo Roberto Cetlin (UFMG)  
Reiner Kopp (IBF RWTH Aachen)  
Yong Taele Im (Kaist - Coreia do Sul)

## CONFORMAÇÃO DE CHAPAS/BRDDRG:

Dr. Eng. Alberto Moreira Guerreiro Brito (UFRGS) - Coordenador  
Prof. Dr. Eng. Alexandre da Silva Rocha (UFRGS)  
Prof. Dr. Alisson Duarte da Silva (UFMG)  
Dr.-Ing. João Henrique Corrêa de Souza (BRUNING Tecnometal, Panambi, RS)  
Prof. Dr. Eng. Rafael Menezes Nunes - UFRGS  
Eng. André Rosiak (UFRGS)  
Eng. Bruno Cesar da Costa Cordeiro - UFRGS  
Eng. Renan Ramalho - UFRGS

## BRAZILIAN DEEP DRAWING RESEARCH GROUP (BRDDRG)

### Secretário Nacional:

João Henrique Corrêa de Souza - Bruning Tecnometal Ltda.

### COMISSÃO ORGANIZADORA

Augusto Oliveira - UFF  
Carlos A. de Oliveira - Universidade Federal de Santa Catarina  
Claudeir Silveira - Arcelor Mittal  
Ed Taiss - CBMM  
Gilmar Batalha - Universidade de São Paulo  
Janes Landre Júnior - Pontifícia Universidade Católica - MG  
João Henrique Corrêa de Souza - Bruning Tecnometal Ltda.  
Lirio Schaeffer - Universidade Federal do Rio Grande do Sul  
Luciano Moreira - Universidade Federal Fluminense  
Manoel Carreira - Ford do Brasil





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

**23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL**  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

**22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**  
**9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**  
**6º CONGRESSO DO BRDDRG**  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDDRG CONGRESS

**9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS**  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES - BRAZIL/RS

**2ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL EM ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES NA CONFORMAÇÃO DE MATERIAIS**  
2<sup>ND</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON SURFACE ENGINEERING IN MATERIAL FORMING

Marcelo Corbani - Embraer  
Marco Antonio Colosio - General Motors do Brasil  
Marley Souza Lemos - Vesta Engenharia  
Paulo Victor Prestes Marcondes - Universidade Federal do Paraná  
Rodrigo Santiago Coelho - SENAI/CIMATEC  
Tulio Magno Fuzessy de Melo - USIMINAS

## COMITÊS TÉCNICO-CIENTÍFICOS

### Materiais:

Tulio Magno Fuzessy de Melo - USIMINAS  
Marco Antônio Colósio - GM do Brasil

### Processos:

Gilmar Batalha - USP  
Marcelo Corbani - Embraer  
Modelamento e Simulação  
Luciano Pessanha - UFF  
Manoel Carreira - Ford do Brasil  
Prensas e Ferramentas  
João Henrique Corrêa de Souza - Bruning  
Paulo Victor Prestes Marcondes - UFPR

## ENERGIAS RENOVÁVEIS - RENOMAT

### COMISSÃO ORGANIZADORA

Prof. Dra. Eng. Natalia de Freitas Daudt (UFSM) - Coordenadora  
Eng. Monir Goethel Borba (UFRGS)

### COMISSÃO CIENTÍFICA

Alexandre da Silva Rocha (UFRGS)  
Aline Cristiane Pan (UFRGS)  
Diego Pacheco Wermuth (UFRGS)  
Eduardo Luis Schneider (DEMAT / UFRGS)  
Felipe Guimarães Ramos (Centro Universitário RITTER DOS REIS)  
Gerson Paz Teixeira (UFRGS)  
Halston José Mozetic (Centro Universitário RITTER DOS REIS)  
José Carlos Krause de Verney (ULBRA)  
Lirio Schaeffer (UFRGS)  
Moises de Mattos Dias (Universidade FEEVALE)  
Monir Goethel Borba (UFRGS)  
Odilon Francisco Pavon Duarte (PUCRS)  
Patrice Monteiro de Aquim (Universidade FEEVALE)  
Rafael Menezes Nunes (UFRGS)  
Roberto Marchiori (Universidade Federal de Rondônia)  
Roderval Marcelino (UFSC)  
Vilson Gruber (UFSC)  
Vinicius Martins (IFSul)

## ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES - ICOSEM

### COMISSÃO ORGANIZADORA

Prof. Dr. Eng. Alexandre da Silva Rocha (UFRGS)  
Msc. Tecg. Leonardo Fonseca Oliveira (UFRGS)  
Msc. Eng. Rafael Luciano Dalcin (UFRGS)  
Msc. Eng. Júlio Azambuja da Silveira (UFRGS)

### COMISSÃO CIENTÍFICA

Prof. PhD. Wojciech Z Misiolek (Lehigh University)  
Prof. PhD. Gracious Ngaile (North Carolina State University)  
Prof. Dr. Aloisio Nelmo Klein (UFSC)  
Prof. Dr. Henara Lillian Costa Murray (FURG)  
Prof. Dr. Jose Daniel Biasoli de Mello (UFSC)  
Prof. Dr. Ricardo Diego Torres (PUCPR)  
Prof. Dr. Eng. Giovanni Rocha dos Santos (Oerlikon Balzers Revestimentos Metálicos)  
Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha (UFRGS)

### COORDENAÇÃO GERAL:

Prof. Dr. Ing. Lirio Schaeffer (UFRGS)  
Prof. Dr. Eng. Alexandre da Silva Rocha (UFRGS)





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

**23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL**  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

**22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**  
**9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**  
**6º CONGRESSO DO BRDDRG**  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDDRG CONGRESS

**9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS**  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES - BRAZIL/RS

**2ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL EM ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES NA CONFORMAÇÃO DE MATERIAIS**  
2<sup>ND</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON SURFACE ENGINEERING IN MATERIAL FORMING

## SESSÃO DE ABERTURA / OPENING SESSION

### OS ASPECTOS GERAIS DA ECONOMIA NA FORJARIA NO BRASIL

General aspects of the forging economy in Brazil  
*Silvia Ribeiro de Aquino (Presidente do SINDIFORJA)*

### A VISÃO DE ENGENHARIA PARA O FUTURO DO SEGMENTO DE PRODUTOS ESTAMPADOS AUTOMOTIVOS

The engineering vision for the future of the automotive stamping product segment  
*Marco Antonio Colosio (GM)*

### SUPERAÇÃO DA CRISE ATRAVÉS DA CAPACITAÇÃO E VALORIZAÇÃO DA PESSOA

Overcoming the crisis through education and valorization of the person  
*Rodrigo Fantinel (Grupo RANDON)*

## PALESTRA TÉCNICA DESTAQUE / TECHNICAL KEYNOTE LECTURE

### O PARAFUSO NO NOSSO COTIDIANO. QUANTA CIÊNCIA E QUANTO MENOSPREZO. CASOS RELATADOS DE “RECALL”

The Fasteners in our daily lives. How much Science and how much we despise. “Recall” - Related Cases  
*Roberto Garcia (Pesquisador Colaborador do GEMAT da UNESP - Campus de Araraquara - SP), MENTOR e Consultor na ASSAHI Máquinas e Equipamento Ltda.*





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
6º CONGRESSO DO BRDRG  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDRG CONGRESS

9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E PROCESSOS PARA  
ENERGIAS RENOVÁVEIS  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND PROCESSES FOR  
RENEWABLE ENERGIES - BRAZIL/RS

2ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL EM ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES NA  
CONFORMAÇÃO DE MATERIAIS  
2<sup>ND</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON SURFACE ENGINEERING IN MATERIAL FORMING

## APOIO / SUPPORT



## MIDIA APOIADORA







# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
6º CONGRESSO DO BRDRG  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDRG CONGRESS

9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E PROCESSOS PARA  
ENERGIAS RENOVÁVEIS  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND PROCESSES FOR  
RENEWABLE ENERGIES - BRAZIL/RS

2ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL EM ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES NA  
CONFORMAÇÃO DE MATERIAIS  
2<sup>ND</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON SURFACE ENGINEERING IN MATERIAL FORMING

## PATROCINADORES E EXPOSITORES / SPONSORS AND EXHIBITORS:



**PRESSTRADE®**

**oerlikon**  
balzers

**QFORM** 



**esi** | PAM-STAMP







# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

**23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL**  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

**22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**  
**9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS**  
**6º CONGRESSO DO BRDDRG**  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDDRG CONGRESS

**9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS**  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES - BRAZIL/RS

**2ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL EM ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES NA CONFORMAÇÃO DE MATERIAIS**  
2<sup>ND</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON SURFACE ENGINEERING IN MATERIAL FORMING

## CONTATO / CONTACT

**Centro de Tecnologia/CBCM**  
**Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM)**  
**Metalfforming Laboratory**  
Universidade Federal do Rio Grande do Sul UFRGS  
Av. Bento Gonçalves 9500  
Caixa postal 15021  
Centro de Tecnologia - Campus da Agronomia  
91501-970 Porto Alegre - RS

**Fundação Luiz Englert - FLE**  
Rua Matias José Bins, 364  
Bairro Três Figueiras  
CEP: 91.330-290  
Porto Alegre / RS / Brasil  
Fone: +55 +51 3286.4333 / 3286.4343 / 99679.4662  
E-mail: [fle@fle.org.br](mailto:fle@fle.org.br)

**Secretaria**  
SECRETARIAT Secretaria para Eventos  
Lourdes Grings  
E-mail: [senafor@terra.com.br](mailto:senafor@terra.com.br)  
Telefone/WhatsApp: +55 (51) 99981-2841





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

**PREFÁCIO**  
PREFACE

**PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS**  
LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

**POSTERES**  
POSTERS

A Conferência Internacional de Forjamento está sendo realizada em 2019 na sua 23ª edição. Começamos em 1982 com o Seminário Nacional de Forjamento, que é a origem do termo SENAFOR.

O Laboratório de Conformação de Metais (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) organiza essa reunião anualmente.

O principal objetivo de nossas conferências é realizar uma reunião entre engenheiros e especialistas da indústria e pesquisadores de universidades e centros tecnológicos para discutir tópicos relevantes no campo da forja relacionada a desenvolvimentos e pesquisas tecnológicas recentes.

Durante os dois dias da conferência, especialistas de empresas industriais e universidades farão palestras sobre tópicos técnicos. Assim, haverá uma excelente combinação entre contribuições práticas e teóricas.

Aproveito este momento para agradecer a todos os que contribuíram com os documentos técnicos, às pessoas que trabalharam na organização do evento e às empresas e agências governamentais que o apoiaram.

*Lírio Schaeffer*  
Outubro/2019

The International Forging Conference is being held in 2019 at its 23rd Edition. We started in 1982 with the National Forging Seminar that that is the origin of the term SENAFOR.

The Laboratory of Metal Forming (LdTM) of the Federal University of Rio Grande do Sul (UFRGS) organizes this meeting annually.

The main objective of our conferences is to carry out a meeting between engineers and experts of the industry and researchers from universities and technological centers to discuss relevant topics in the field of forging related to developments and recent technological researches.

During the two days of the conference, experts from industrial companies and universities will lecture about technical topics. Thus, will there an excellent combination between practical and theoretical contributions.

I take this moment to thank all those who contributed with technical papers, to the people that worked in the event organization and the companies and governmental agencies that supported it.

*Lírio Schaeffer*  
October/2019





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

**PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS**  
**LECTURES AND TECHNICAL PAPERS**

**POSTERES**  
POSTERS

**PREFÁCIO**  
PREFACE

**FJ1 – NOVEL APPROACHES IN COLD FORGING OF LIGHTWEIGHT COMPONENTS FOR FUTURE MOBILITY CONCEPTS**

*Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. MATHIAS LIEWALD, Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. MBA / Dr.-Ing. Alexander Felde; Alexander Weiß M.Sc. e Karl Groetzinger M.Sc. (Institut für Umformtechnik – IFU, University of Stuttgart, Germany)*

**FJ2 – EFEITO DO FORJAMENTO A MORNHO NA MICROESTRUTURA DE UM AÇO MARAGING 18Ni C300**

*Effect of Warm Forging on the Microstructure of a Maraging 18Ni C300 Steel  
Prof. Dr. CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA / Nathália Cândido Figueiredo e Hamilton Ferreira Gomes de Abreu (UFSC, Florianópolis / Universidade Federal do Ceará)*

**FJ3 – HEAT TREATMENT AFTER COLD FORMING - FEM AND FDM BASED SIMULATIONS, METAL FORMING SIMULATION COMBINED WITH SIMULATION OF QUENCHING AND TEMPERING**

*M. Twickler e Gerhard H. Arfmann (CPM GmbH, Germany)*

**FJ4 - CFRTP HIGH SPEED FORMING BY SERVOMOTOR DRIVEN SCREW PRESS.**

*Alberto Gómez Doce e Yoshio Enomoto (ENOMOTO, Japan)*

**FJ5 – REVESTIMENTOS PVD PARA PROCESSOS DE FORJAMENTO / PVD COATINGS FOR FORGING PROCESSES**

*Hagen Schmidt (Oerlikon Surface Solutions AG / Liechtenstein)*

**FJ6 – DEVELOPMENT OF WEAR RESISTANT AND THERMAL STABLE CO/NI NANOCOMPOSITE COATINGS FOR TOOLS**

*Prof. PhD. HANSHAN DONG (School of Metallurgy and Materials / The University of Birmingham, UK)*

**FJ7 – INFLUÊNCIA DO FORJAMENTO A QUENTE E DA LAMINAÇÃO A FRIO EM UMA CURVA DILATOMÉTRICA DE UM AÇO MARAGING 300 COM ELEVADO TEOR DE TI**

*Influence of hot forging and cold rolling on a dilatometric curve of a high Ti content maraging 300 steel  
Prof. Dr. CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA e R. V. de Melo (UFSC, Florianópolis)*

**FJ8 - REPARO POR SOLDAGEM DE BIELA – PRENSA DE FORJAR AUTOMÁTICA**

*Welding Repair of Con Rods – Automatic Forging Press  
José Santaella Redorat Jr. (SANTEC Tecnologia de Soldagem, SP)*

**FJ9 - SENSITIVITY ANALYSIS REGARDING THE INVERSE MODELLING OF CONICAL TUBE-UPSETTING TESTS**

*Michel Henze, Marco Teller e Gerhard Hirt (Institute of Metal Forming (IBF) RWTH Aachen University)*

**FJ10 – CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE AÇO MULTIFÁSICO BAINÍTICO PARA FORJAMENTO COM REAGENTE LEPERA**

*Microstructural characterization of bainitic multiphase steel for forging with LEPER etching  
Matheus Alves da Silva, Mario Wolfart Junior, Alexandre Da Silva Rocha, Cristiano José Turra e Diego Rodolfo Simões de Lima (Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia Catarinense - Campus Luzerna)*

**FJ11 – ANÁLISE DE AMOSTRAS DA LIGA DE TITÂNIO Ti6Al4V IMPRESSAS POR FSL PARA ENSAIOS DE MICROFRESAMENTO**

*Selective Laser Melting printed Ti6Al4V Titanium Alloy samples analysis for Micro Milling tests  
Maria Clara Coimbra Gonçalves, Marcello Vertamatti Mergulhão, Rodrigo Lima Stoeterau, Gilmar Ferreira Batalha e Maurício David Martins Neves (PPGEM PMR EPUSP, São Paulo)*





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

**PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS**  
**LECTURES AND TECHNICAL PAPERS**

POSTERES  
POSTERS

PREFÁCIO  
PREFACE

## **FJ12 – MECANISMOS DE ENDURECIMENTO EM LIGAS AL-MG-SI SUBMETIDAS A DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA**

Strengthening mechanisms in Al-Mg-Si alloys subjected to severe plastic deformation  
*Prof. Dr. JUAN GARCIA DE BLÁS / Laércio Rosignoli Guzela e Lucas V. V. Labandeira (COPPE / UFRJ)*

## **FJ13 – DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DE NÃO RECRISTALIZAÇÃO (TNR) DURANTE A LAMINAÇÃO DE TIRAS A QUENTE (LTQ) DE UM AÇO MICROLIGADO AO NIÓBIO POR SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL**

Determination of the non recrystallization temperature (Tnr) during hot strip rolling of Nb microalloyed steels by computational simulation  
*Prof. Dr. OSCAR BALANCIN e Antônio Lourenço Batista de Souza (UFSCar, São Carlos)*

## **FJ14 – INTERFERENCE-FIT JOINING OF METAL-POLYMER COIN**

*Prof. Dr. LUÍS MANUEL MENDONÇA ALVES, PhD, Mechanical Engineer, / Rafael M. Afonso e Paulo A. F. Martins (IDMEC, Instituto Superior Técnico, Universidade de Lisboa, Portugal)*

## **FJ15 – ANÁLISE DO FORJAMENTO À QUENTE DE UMA FLANGE SEGUIDO DE TÊMPERA POR MEIO DO MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS**

Analysis of a Hot Forging operation followed by quenching using the Finite Elements Method  
*Prof. Dr. PAULO ROBERTO CETLIN / Pedro Malaquias Araujo Stemler, Alisson Duarte da Silva, Maria Teresa Paulino Aguilar, Haroldo Béria Campos e Antônio Eustáquio de Melo Pertence (UFMG, Belo Horizonte)*

## **FJ16 – A SIMPLIFIED APPROACH TO THE ADHESIVE THEORY OF FRICTION**

*Prof. Dr. GIOVANI STRAFFELINI (Departamento de Engenharia Industrial, Universidade de Trento, Itália)*

## **FJ17 – FORGING TECHNOLOGY DESIGN BASED ON SIMULATION**

*Stanislav Kanevskiy (QFX Simulations Ltd., Gzira, Malta)*

## **FJ18 – UMA ABORDAGEM ANALÍTICA PARA A PREVISÃO DA FORMAÇÃO DE LIGAÇÕES EM PROCESSOS DE FORJAMENTO HÍBRIDO**

An analytical approach for the prediction of joining bond formation in hybrid forging processes  
*Eugen Seif, Jan Langner, Malte Stonis, Bernd-Arno Behrens (IPH - Institut für Integrierte Produktion Hannover gemeinnützige GmbH)*

## **FJ19 – UTILIZAÇÃO DE SIMULAÇÃO NA RESOLUÇÃO DE PROBLEMAS DE DESCONTINUIDADE INTERNA E AUMENTO DE VIDA ÚTIL NO PROCESSO DE CONFORMAÇÃO A FRIO DE FIXADORES – ESTUDO DE CASO /**

Use of simulation in the analysis of internal failure discontinuity and increase of the tool life in the cold forming process of screws - case study  
*Gilberto Alves e Alessandro Moraes (Metalúrgica FEY e AM.Metal Consultoria)*

## **20 – DETERMINACIÓN DE LAS CAUSAS DE UN DEFECTO DE RAYADO EN LA SUPERFICIE DE UN ENVASE DE ALUMINIO EXTRUIDO EN FRÍO**

Determination of the causes of a Scratch Defect on the Surface of a Cold Extruded Aluminum Container  
*German R. Abate, Daniela Perez e Daniel O. Martinez Krahmer (INTI – UNLZ, Buenos Aires, Argentina)*

## **21 - NUMERICAL STUDY ON THERMOMECHANICAL PROCESSING OF TI-6AL-4V SUBJECT TO EXTRUSION AND THREAD ROLLING**

*Alexandre Ferraz Dourado, Fernando Inaoka Okigami, Marcelo Sousa de Carvalho, Raoni Barreto Oliveira, Rodrigo Santiago Coelho (SENAI CIMATEC)*

## **22 – O CENÁRIO BRASILEIRO DO SETOR MOLDES E MATRIZES EM PERSPECTIVA**

The Brazilian scenario of molds and dies sector: perspectives  
*Hugo Luis Martins de Sousa (Zextec Consultoria Empresarial)*





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

**PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS**  
LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

POSTERES  
POSTERS

PREFÁCIO  
PREFACE

## **FJ23 - ESTUDO COMPARATIVO DO ENSAIO DE COMPRESSÃO A QUENTE DO AÇO SAE1045 E SUA SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL**

Comparative Study of SAE1045 Steel Hot Compression Test and its Computational Simulation  
Fernando Silveira de Aguiar (Institute Federal Sul Rio-grandense), Alessandra Regina Machado Schifino, André Rosiak e Lírio Schaffer (Federal University of Rio Grande do Sul)

## **FJ24 - UMA ABORDAGEM USANDO O MODELO JMAK NA SIMULAÇÃO NUMÉRICA PARA O CONTROLE NO TAMANHO DE GRÃO EM FORJAMENTO A QUENTE**

An approach using JMAK Model in numerical simulation to control of austenitic grain size in hot forging  
Thiago Marques Ivaniski, Rodrigo Hatwig, Juan Dong, Jérémy Epp, Hans-Werner Zoch e Alexandre da Silva Rocha (LDTM - UFRGS / Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien - IWT)

## **FJ25 - EFEITOS DA DEFORMAÇÃO NO CAMPO AUSTENÍTICO DO AÇO DIN 18MNCRSIMO6-4 SOBRE A SUA MICROESTRUTURA**

Strain Effects on the Austenitic Field of DIN 18MnCrSiMo6-4 Steel on its Microstructure.  
Rodrigo Afonso Hatwig, Tamie Perozzo, Juan Dong, Jérémy Epp, Hans-Werner Zoch e Alexandre da Silva Rocha (Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS / Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien - IWT Bremen)

## **FJ26 - INFLUÊNCIA DE UM LUBRIFICANTE UTILIZADO EM PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA NA TAXA DE DESGASTE DE UM AÇO EM DIFERENTES PATAMARES DE RUGOSIDADE**

Influence of a lubricant used in metal forming processes on the wear rate of a steel at different roughness levels  
Gláucio Accadrolli, Henrique Marques Waldman, Gustavo da Silva Gehlen e Lírio Schaeffer (UFRGS)

## **FJ27 - DEFINIÇÃO DA CURVA DE ESCOAMENTO PARA MAGNÉSIO AZ61**

Definition of Flow Curve for Magnesium AZ61.  
Jerry Adriani Capitani Mendelski, Lírio Schaeffer, André Rosiak e Kíssia Carolina Bertoluci Cardoso (PPGE3M / LdTM - UFRGS)

## **FJ28 - ANÁLISE NUMÉRICO-EXPERIMENTAL DO DESGASTE EM MATRIZES DE FORJAMENTO A QUENTE**

Numerical-Experimental Analysis of Wear in Hot Forging Dies  
Diego Rafael Alba, Yingyan Yu, Lírio Schaeffer (LDTM/UFRGS & Institute of Metal Forming (IBF) RWTH Aachen University)

## **FJ29 - ESTUDO DA APLICABILIDADE DE CHAPAS DE AÇO DE 22MNB5 COMO MÁSCARAS PROTETORAS PARA AUMENTO DA VIDA ÚTIL DAS FERRAMENTAS NO PROCESSO DE FORJAMENTO**

Study of the applicability of 22MnB5 sheets metal as protective masks to improve tooling life in hot forging process  
Luana De Lucca de Costa, Alberto Moreira Guerreiro Brito, André Rosiak, Lírio Schaeffer (LdTM/UFRGS)

## **FJ30 - LEVANTAMENTO DE DADOS PARA SIMULAÇÃO NUMÉRICA DE PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA NA LIGA TiAl6V4: CURVA DE ESCOAMENTO E CONDIÇÕES DO PROCESSO**

Data collection for numerical simulation of metal forming processes in TiAl6V4 alloy: flow stress curve and process conditions  
Alberto Moreira Guerreiro Brito, Luana De Lucca de Costa, Lírio Schaeffer (LdTM/UFRGS)





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

23ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL  
23<sup>RD</sup> INTERNATIONAL FORGING CONFERENCE

POSTERES  
POSTERS

PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS  
LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

PREFÁCIO  
PREFACE

## **FJP1 - ESTUDO DA FABRICAÇÃO DE FACAS ARTESANAIS EM AÇO DAMASCO COM LIGAS DE UHB 15N20 E SAE 1095**

Study of Damascus Steel Knives Manufacture Using UHB 15N20 and SAE 1095 Steel Alloy.

*Alexandre Milanez, Julio Onghero, Emerson Maximiano Gonçalves, Reginaldo Rosso Marcello, Fabio Peruch (Associação Beneficente da Indústria Carbonífera Catarinense)*

## **FJP2 - ESTUDO DAS PROPRIEDADES QUÍMICAS E MECÂNICAS DOS AÇOS FORJADOS DE ALTA RESISTÊNCIA (AHSS) MARTENSÍTICOS E BAÍNITICOS**

Comparative Case of Chemical and Mechanical Properties of high strength forged steels: bainitic and martensitic

*Alessandra Regina Machado Schifino e Lirio Schaeffer (LDTM / UFRGS)*

## **FJP3 - ANÁLISE DO DESEMPENHO DE DIFERENTES MODELOS DE ATRITO NA SIMULAÇÃO NUMÉRICA DO PROCESSO DE FORJAMENTO A QUENTE**

Performance analysis of different friction models on the numerical simulation of isothermal forging process.

*Thomas Gomes dos Santos, Diego Rafael Alba, André Rosiak e Lirio Schaeffer (LdTM/UFRGS, Porto Alegre)*

## **FJP4 - ESTUDO DA DEFORMAÇÃO DO AÇOMICROLIGADO AO VANÁDIO 30MnVS6 DURANTE COMPRESSÃO A FRIO**

Study of 30MnVS6 Vanadium microalloyed steel deformation during cold upset

*André Rosiak, Luana de Lucca de Costa, Alberto Moreira Guerreiro Brito e Lirio Schaeffer (LdTM - UFRGS)*

## **FJP5 - ANÁLISE DE DOBRAMENTO DE CHAPAS DE AÇO DE ELEVADA DUREZA**

Bending analysis of high hardness steel sheets

*Mauricio Boeira Cournelius e Rafael M. Nunes (UFRGS)*





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
6º CONGRESSO DO BRDDRG  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDDRG CONGRESS



**PREFÁCIO**  
PREFACE

**PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS**  
LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

**POSTERES**  
POSTERS

A Conferência Internacional de Conformação de Chapas (CICC) está sendo realizada em 2019 na sua 9ª Edição. Há alguns anos o Brasil tornou-se membro do Deep Drawing Research Group (DDRG) e foi criado o Brazilian Deep Drawing Research Group (BrDDG). Juntamente com a CICC é realizado o Congresso Anual do BrDDG, este ano em sua 6ª edição.

O Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) organiza anualmente este encontro.

As nossas conferências tem como principal objetivo formalizar um encontro entre engenheiros e especialistas da indústria e cientistas das universidades e centros de pesquisa pra discutir temas de importância na área de forjamento relacionado aos nossos desenvolvimentos e recentes pesquisas tecnológicas.

Durante os dois dias de conferência, especialistas das companhias industriais e universidade apresentam palestras técnicas. Tem-se assim um excelente “mix” entre contribuições práticas e teóricas.

Aproveito o momento para agradecer todos àqueles que contribuíram com suas apresentações e às empresas que patrocinam o evento.

*Lírio Schaeffer*  
Outubro/2019

The International Sheet Forming Conference (CICC) is being held in 2019 in its 9th Edition. A few years ago, Brazil started to be a member of the Deep Drawing Research Group (DDRG) and it was created The Brazilian Deep Drawing Research Group (BrDDG). Together with the CICC is carried out the BrDDG Congress, this year in its 6th edition.

The Laboratory of Metal Forming (LdTM) of the Federal University of Rio Grande do Sul (UFRGS) organizes this meeting annually.

The main objective of our conferences is to carry out a meeting between engineers and experts of the industry and researchers from universities and technological centers to discuss relevant topics in the field of forging related to developments and recent technological researches.

During the two days of the conference, experts from industrial companies and universities will lecture about technical topics. Thus, will there an excellent combination between practical and theoretical contributions.

I take this moment to thank all those who contributed with technical papers, to the people that worked in the event organization and the companies and governmental agencies that supported it.

*Lírio Schaeffer*  
October/2019





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
6º CONGRESSO DO BRDDRG  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDDRG CONGRESS



## PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

POSTERES  
POSTERS

PREFÁCIO  
PREFACE

### CH01 – JOINING BY FORMING OF TUBES AND RODS TO SHEETS

Prof. Dr. RAFAEL M. AFONSO, PhD, Mechanical Engineer, Luís Manuel Mendonça Alves e Paulo A. F. Martins (IDMEC, Instituto Superior Técnico, Universidade de Lisboa, Portugal)

### CH02 – DESENVOLVIMENTO DOS PARÂMETROS DE SOLDA A PONTO POR RESISTÊNCIA ELÉTRICA EM JUNTAS GRAFADAS

Development of Electric Resistance Spot Welding parameters for hemmed joints  
Prof. Dr. GILMAR FERREIRA BATALHA (PPGEM PMR EPUSP, São Paulo)

### CH03 – ESTUDO DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM INCREMENTAL PARA APLICAÇÃO NA FABRICAÇÃO DE PLACAS ABSORVEDORAS DE CALOR

Study of the incremental sheet forming for application in the manufacture of heating absorber sheet  
Fabio André Lora, Joyce Mara Brito e Daniel Fritzen (Universidade Federal do Recôncavo da Bahia – UFRB / Faculdade SATC)

### CH04 - ANÁLISE DAS DEFORMAÇÕES EM UM PROCESSO DE DOBRAMENTO VARIANDO A GEOMETRIA DA FERRAMENTA

Deformations Analysis on bending changing the tool geometries.  
Alexsandro Soardi, Lirio Schaeffer, Rafael Cordeiro da Silva, João Vinícius Hunoff Marchett e Cassiano Luchezi (PPGE3M - UFRGS / Grupo Sanmartin / UNIFTEC / IFRS – Farroupilha)

### CH05 – ANÁLISE DAS DEFORMAÇÕES NO PROCESSO DE ESTAMPAGEM INCREMENTAL APLICADO EM UMA GEOMETRIA TUBULAR

Deformation Analysis on Incremental Sheet Forming Process Applied in a Tubular Geometry  
João Vinícius Hunoff Marchett, Cassiano Luchezi, Rafael Cordeiro da Silva, Alexsandro Soardi e Lirio Schaeffer (UNIFTEC / IFRS / UFRGS)

### CH06 – CARACTERIZAÇÃO DE ATRITO E LUBRIFICAÇÃO PARA SIMULAÇÃO DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS

Friction and lubrication modeling in Sheet Metal Forming simulation  
Johan Hol (AUTOFORM / TRIBOFORM Engineering, Holanda)

### CH07 – EFEITO DO PRÉ-AQUECIMENTO NA SOLDABILIDADE E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS 22MNB5 + NBMO ESTAMPADOS À QUENTE

Effect of preheating on weldability and mechanical properties of press hardened 22MnB5 + NbMo steels  
Daniela Bertol, Diego Tolotti, Tiago Führ, João Henrique Corrêa de Souza e Deocleber Jorge Radke Padilha (BRUNING Tecnometal)

### CH08 - ANÁLISE DE PROCESSO DE HIDRO-CONFORMAÇÃO INCREMENTAL DE PONTO ÚNICO APLICADO A UMA CHAPA FINA COM BAIXO TEOR DE CARBONO

Analysis of single-point incremental hydro-formation process applied to a low carbon fine steel sheet  
Renan Moises Lopes Cabreira e Cesar Reis (Centro Universitário Uniftec)

### CH09 – ESTUDO COMPARATIVO ENTRE SEIS CRITÉRIOS DE RUPTURA NO PROCESSO DE ESTAMPAGEM DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA VIA SIMULAÇÃO NUMÉRICA

Comparative study between six failure criterias in the stamping process of advanced high strength steels by numerical simulation.  
Lucas Marcondes Ribas e Paulo Victor Prestes Marcondes (UFPR)

### CH10– INFLUÊNCIA DO ÂNGULO DE PAREDE NA ESTAMPAGEM INCREMENTAL DE AA1100-H14

Influence of Wall Angle on Incremental Sheet Forming of AA1100-H14  
Rafael Gustavo Schreiber, Adriellen Lima de Sousa, Lirio Schaeffer, Euller Mendonça dos Santos, Fernando Fiuza Filho, Júlio César Norberto, Lucas Santos Savi Mondo e Thainara Hamerski Cabral (IFSC / UFRGS)





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
6º CONGRESSO DO BRDDRG  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDDRG CONGRESS



## PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

POSTERES  
POSTERS

PREFÁCIO  
PREFACE

### CH11 – TOWARDS SPRINGBACK COMPENSATION WHEN FORMING STRUCTURAL PARTS OF MODERN LIGHTWEIGHT CAR BODIES

*Prof. Dr. MATHIAS LIEWALD, Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. MBA (Institut für Umformtechnik (IFU), Ranko Radonjic e David Briesenick (Universidade de Stuttgart, Alemanha)*

### CH12 – ESTUDO FÍSICO E NUMÉRICO DO PROCESSO DE AQUECIMENTO DIRETO E ESTAMPAGEM A QUENTE DO AÇO 22MNB5 COM REVESTIMENTO ZNFE PARA COMPONENTES AUTOMOTIVOS

Physical and numerical study of the direct heating method for press hardening the 22MnB5 steel with ZnFe coating

*Fernando Inaoka Okigami (Tecnicae Manufatura Digital), Debora Faro e Alexandre Dourado (SENAI CIMATEC), Daniel Ximenes (CSN) e Rodrigo Coelho (SENAI CIMATEC).*

### CH13 – ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DO REVESTIMENTO AL-SI NA ESTAMPAGEM A QUENTE DE AÇOS PARA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA

Analysis of the influence of Al-Si coating on the hot stamping of steels for the automotive industry.

*Bruno Cesar da Costa Cordeiro, André Rosiak e Lirio Schaeffer (LdTM – UFRGS)*

### CH14 – INFLUÊNCIA DO LUBRIFICANTE NA CONFORMAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL – UMA AVALIAÇÃO TRIBOLÓGICA

Lubricant influence in stainless steel stamping – A tribological evaluation

*Daiane Altmann, Angélica Paola de Oliveira Lopes, Amanda Figueira Tavares, Daniela Bertol, Diego Tolotti de Almeida e João Henrique Corrêa de Souza (BRUNING Tecnometal, Panambi RS)*

### CH15 – ESTUDO SOBRE AS AMARRAÇÕES DOS BLANKS E TIRAS NO PROCESSO DE ESTAMPAGEM PROGRESSIVA

Study on strip layouts in progressive stamping.

*Ricardo Antonio Micheletti Viana, Leandro Octaviano Chaves Barros, Matheus Barbosa de Medeiros Alvim, Alisson Duarte da Silva (SIXPRO Virtual&Practical Process / UFMG)*

### CH16 – ESTUDO DA CONFORMAÇÃO A QUENTE DE CHAPAS METÁLICAS DE ALA RESISTÊNCIA GALVANIZADAS

Study of the hot forming of galvanized high strength sheets

*André Rosiak, Luana de Lucca de Costa, Alberto Moreira Guerreiro Brito e Lirio Schaeffer (LdTM – UFRGS)*

### CH17 – COMPORTAMENTO ENTRE LIGAS DE AÇO DE BAIXO CARBONO PARA ESTAMPAGEM EM BUCHA DE PROTEÇÃO DO CORDÃO DE ARRANQUE EM MOTORES A COMBUSTÃO

Behavior between low-carbon steel alloys for stamping in starter protection bushings in combustion engines

*Paulo Roberto Leal e Alexandre da Silva Rocha (UFRGS)*

### CH18 – CARACTERIZAÇÃO DE PARÂMETROS DE SOLDAGEM A PONTO POR RESISTÊNCIA EM AÇO 22MNB5 PARA REFORÇO INTERNO

Characterization of 22MnB5 patch weld with different Resistance Spot welding parameters

*Jose Agustin Castillo Lara, Jesualdo Luiz Rossi, Cristiano Stefano Mucsi, Larissa Abbade Marcelo (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN)*





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
6º CONGRESSO DO BRDDRG  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDDRG CONGRESS



**PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS**  
LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

POSTERES  
POSTERS

PREFÁCIO  
PREFACE

## CH19 – AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO EM FADIGA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO 5052H32 E 3104H34

Evaluation of aluminum alloys 5052H32 and 3104H34 in fatigue performance

*Kleber Bianchi, Diego Tolotti, Rodrigo Limberger, Daniela Bertol e João Henrique Corrêa de Souza (BRUNING Tecnometal, Panambi, RS)*

## CH20 – DESENVOLVIMENTO DE METODOLOGIA PARA A AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA CONTROLADA POR DEFORMAÇÃO DE AÇOS PARA A INDÚSTRIA AUTOMOTIVA

Strain-Controlled Fatigue Testing Methodology Development for Automotive Steels

*Marco Antonio Wolff, Túlio Magno Fuzessy Melo e Nívia Lelis Souza (USIMINAS)*

## CH21 – MECÂNICA DE FRATURA PREMATURA EM ESFORÇOS DE ESTIRAMENTO DE BORDA EM AÇOS MULTIFÁSICOS

Premature mechanical cracking in multiphase steels edge stress.

*Lucas Salomão Peres (USP-Poli-PPGEM/ArcelorMittal); Jetson Ferreira Lemos (UFF/ArcelorMittal), José Osvaldo Tepedino (ArcelorMittal) e Gilmar Ferreira Batalha (USP-Poli-PPGEM)*

## CH22 – ADESIVOS ESTRUTURAIS: UMA FERRAMENTA PARA REDUÇÃO DE PESO – CASES DE SUCESSO

Structural Adhesives: a weight reduction tool - Successful Cases

*Gabriel Matos da Silva (LORD Corporation)*

## CH23 – ANÁLISE DO RETORNO ELÁSTICO NO PROCESSO DE DOBRAMENTO EM “V” EM AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Analysis of springback in V-BENDING process in high resistance steels

*Rafael Pandolfo da Rocha, Luis Fernando Folle, Bruno Cordeiro, Matheus Riffel e Lírio Schaeffer (UFRGS)*

## CH24 – LEVANTAMENTO DE CURVAS DE ESCOAMENTO E CALIBRAÇÃO DO DANO CRÍTICO PARA UMA LIGA DE ALUMÍNIO ABNT 6061 PARA USO EM PROGRAMAS DE SIMULAÇÃO NUMÉRICA DE PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA

Acquisition of flow stress curves and calibration of the critical damage to an ABNT 6061 aluminum alloy for use in numerical simulation programs of metal forming processes

*Alberto Moreira Guerreiro Brito, Luana De Lucca De Costa e Lírio Schaeffer (LDTM / UFRGS)*

## CH25 – APLICAÇÃO DA HIDROCONFORMAÇÃO INCREMENTAL EM TUBO DE INOX: ANÁLISE DA VIABILIDADE DO PROCESSO

Application of incremental hydroconformation in stainless steel tube: Analysis of the viability of the process

*Cesar Gonçalves dos Reis, Henrique Basso, Claudio Fernando Rios (UNIFTEC), Lírio Schaeffer e Rafael Cordeiro da Silva (UFRGS)*

## CH26 – AVALIAÇÃO DA TAXA DE EXPANSÃO DE FUROS EM CHAPA DE AÇO HARDOX450®, PARA DIVERSOS DIÂMETROS DE FUROS

Evaluation of Hardox450® Steel Hole Expansion

*Evandro Fabrisio, Juliano Ercolani, Leandro Antonio Thesing e Lírio Schaeffer (CESF / UFRGS)*





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

22ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS  
6º CONGRESSO DO BRDDRG  
22<sup>ND</sup> NATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL SHEET METAL FORMING CONFERENCE  
6<sup>TH</sup> BRDDRG CONGRESS



POSTERES  
POSTERS

PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS  
LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

PREFÁCIO  
PREFACE

## CHPO1- LEVANTAMENTO DA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO PARA O AÇO INOXIDÁVEL AISI 304

Conformity Limit Curve Survey for Stainless Steel AISI 304

*Clauber Roberto Melo Marques, Anderson Daleffe, Max Gabriel Steiner, Eduardo Possamai Tinelli e Gilson Demarch (Faculdade SATC)*

## CHPO2 - INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE EM CHAPAS SOLDADAS A PONTO POR RESISTÊNCIA

Influence of the hot stamping process on sheets resistance spot welding.

*Larissa Abbade Marcelo, Jose Agustin Castillo Lara, Jesualdo Luiz Rossi, Cristiano Stefano Mucsi (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN)*

## CHPO3- CARACTERIZAÇÃO DO REVESTIMENTO AL-SI EM AÇO ESTAMPADO A QUENTE (PHS) SUBMETIDO A UM ENSAIO DE INTEMPERISMO NATURAL

Characterization of Al-Si coating on press hardening steel (PHS) submitted to a natural weathering test.

*Jesualdo Luiz Rossi (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN), Beatryz Gonsalez Oliveira (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN), Jose Agustin Castillo Lara (Centro Universitário Fundação Santo André), Larissa Abbade Marcelo (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN)*

## CHPO4 - CARACTERIZAÇÃO DA SOLDA E ANÁLISE DA CORROSÃO NA SOLDAGEM POR FRICÇÃO FSW (FRICTION STIR WELDING) DA LIGA DE ALUMÍNIO AA5052

Weld characterization and corrosion analysis in friction welding by FSW (Friction Stir Welding) of aluminum league AA5052

*Carlos André Silva da Silva (IF-SUL Campus sapucaia do sul), Cláudia Trindade Oliveira (Universidade Feevale), Sandra Raquel Kunst (LACOR/UFRGS), Pablo de Souza Mello (Universidade FEEVALE), Carolina Dias da Costa (Universidade FEEVALE), Guilherme José Schneider (Universidade Feevale), Jane Zoppas Ferreira (LACOR/UFRGS) e Pedro Carlos Hernandez Jr. (Universidade Feevale)*

## CHPO5 - ANÁLISE DAS PROPRIEDADES DA LIGA DE TITÂNIO TI-6AL-4V, SOLDADA POR TUNGSTEN INERT GAS (TIG).

Analysis of Ti-6Al-4V titanium alloy properties, welded by Tungsten Inert Gas welding (TIG).

*Guilherme Aragão Neto, Gilmar Ferreira Batalha e Felipe Ribeiro Toloczko (Escola Politécnica USP / Faculdade de Tecnologia de São Paulo)*

## CHPO6 - CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DE SOLDA A PONTO EM CHAPAS DE AÇO PHS 22MNB5 USANDO CORRELAÇÃO DE IMAGEM DIGITAL (DIC)

Mechanical characterization of spot welding of PHS 22mnB5 steel sheets using digital image correlation (DIC).

*Cristiano Stefano Mucsi, André Rossi, Jesualdo Luiz Rossi, Jose Agustin Castillo Lara, Larissa Abbade Marcelo (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN)*

## CHPO7 - ANÁLISE DAS ALTERAÇÕES MICROESTRUTURAIS DOS AÇOS DE ALTA DE RESISTÊNCIA NO PROCESSO DE DOBRAMENTO EM “V”

Analysis of microstructures alterations of high resistance steels in V-BENDING Process

*Rafael Pandolfo da Rocha, Luis Fernando Folle, Bruno Cordeiro, Matheus Riffel e Lírio Schaeffer (UFRGS)*





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E  
PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND  
PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES – BRAZIL/RS

**PREFÁCIO**  
PREFACE

PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS  
LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

POSTERES  
POSTERS

Em 2019 acontece a segunda edição da Conferência de Engenharia de Superfícies na Conformação de Materiais, mais uma vez em conjunto com o Senafor, tradicional encontro da área de conformação mecânica. A importância desta conferência reside na aplicação da Engenharia de Superfícies para a melhoria dos resultados dos processos de conformação e performance de componentes mecânicos. A interação tribológica do ferramental com os materiais em processamento, ou entre componentes mecânicos com movimento relativo leva ao desgaste, deterioração e falhas que afetam a vida útil e a qualidade de peças e ferramentas.

A ICOSEMF pretende ser um fórum para a discussão de como melhorar a qualidade dos produtos, aumentar a produtividade e reduzir custos de produção através do uso de técnicas de Engenharia de Superfícies. Como em 2017, espera-se alcançar um sucesso ainda maior, propiciando o encontro de profissionais da indústria, especialistas da área, pesquisadores e estudantes para a discussão de tópicos, incluindo tribologia, tratamentos superficiais avançados, tensões residuais, dentre outros.

Nós gostaríamos de deixar nosso reconhecimento especial a Fundação CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pelo suporte financeiro. Também agradecemos aos apresentadores de trabalho, patrocinadores e a todos que contribuíram para que esta conferência pudesse ter sua continuidade.

Finalmente, nós gostaríamos de acolher os conferencistas, desejando-lhes uma boa estadia em Porto Alegre com ótimo proveito na 2ª ICOSEMF.

*Prof. Dr.-Eng. Alexandre da Silva Rocha*  
*Presidente da Comissão Organizadora e Científica da ICOSEMF*

*The Conference on Surface Engineering in Material Forming will be held for the second time in 2019, again on the scope of Senafor, a traditional meeting for Metal Forming people. The reasons for that are connected to the growing importance of Surface Engineering to improve the results from forming processes and performance of mechanical parts. Phenomena that take place in the surface of tools, dies and mechanical parts are the main responsible for tools and dies wear and failure.*

*The ICOSEMF aims to be a forum for the discussion of how to meet quality, productivity and lower costs by surface engineering of tools and mechanical parts. Our expectation is to exceed the success from 2017, providing the best environment for the meeting of professionals from industry, field experts, researchers and students around topics that include tribology, advanced surface treatments, residual stresses and many others.*

*We would like to acknowledge Fundação CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) for financial support. Besides that, we thank contributors, conference speakers, sponsors and everyone that helped this conference become reality.*

*Finally, we would like to welcome the conference people and desire a nice stay in Porto Alegre and a productive time at the 2<sup>nd</sup> ICOSEMF.*

*Prof. Dr.-Eng. Alexandre da Silva Rocha*  
*President of the ICOSEMF Organizing and Scientific Committee*





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E  
PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND  
PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES – BRAZIL/RS

**PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS**  
LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

POSTERES  
POSTERS

PREFÁCIO  
PREFACE

## **IC01 - METALURGIA DO AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO CEMENTADO POR PLASMA A BAIXA TEMPERATURA**

Metallurgy of the low-temperature plasma carburized martensitic stainless steel

Prof. Dr. *SILVIO FRANCISCO BRUNATTO* (Departamento de Engenharia Mecânica, UFPR), *R. P. Cardoso* (UFPR) e *C. J. Scheuer* (UFSM)

## **IC02 - ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES DE MATRIZES/MOLDES PARA SINTERIZAÇÃO A PLASMA E ESTAMPAGEM DE ALUMÍNIO**

Surface engineering of dies/moulds for plasma sintering and aluminium sheet forming

Prof. PhD. *HANSHAN DONG* (University of Birmingham)

## **IC03 - EFEITOS DA TEMPERATURA SOBRE AS PROPRIEDADES DO AÇO DIN 18MNCRSIMO6-4 NITRETADO A PLASMA COM MISTURA GASOSA COMPOSTA POR 76% NITROGÊNIO**

Effects of Temperature on the Properties of DIN 18MnCrSiMo6-4 Steel Plasma-Nitrided with Gas Mixture Composed by 76% Nitrogen

*Rafael Luciano Dalcin, Leonardo Fonseca de Oliveira, Célia de Fraga Malfatti, Juan Dong e Alexandre da Silva Rocha* (UFRGS / Institut für Werkstofforientierte Technologien, Bremen, Germany)

## **IC04 - PROPRIEDADES DAS CAMADAS TERMO-DIFUNDIDAS DE BORO E LANTÂNIO NO AÇO AISI 1045**

Properties of thermochemical diffused layers of boron and lanthanum in AISI 1045 Steel

*Cesar Kiral Santaella, Olandir Vercino Correa; Samuel Pereira Coutinho, Marina Fuser Pillis* (IPEN)

## **IC05 - LIQUID-NITROCARBURIZING OF AISI H13 STEEL FOR COMBATING MOLTEN ALUMINUM CORROSION**

*Xiaoying Li, JunWang and Hanshan Dong* (School of Metallurgy and Materials, University of Birmingham, Birmingham B15 2TT UK / Sichuan University, China)

## **IC06 - REVESTIMENTOS CERMET HVOF PARA MELHORAR A RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR DESLIZAMENTO EM SISTEMAS DE ENGENHARIA**

HVOF cermet coatings to improve sliding wear resistance in engineering systems

Prof. Dr. *GIOVANI STRAFFELINI* (Università di Trento)

## **IC07 - MODO E CAUSA DE FALHAS EM DENTES DE ENGRENAGENS CÔNICAS – UMA VISÃO GERAL**

Mode and cause of failures in bevel gears teeth – An overview

*Rafael Luciano Dalcin, Douglas Rodrigues de Rodrigues, Valcir Marques de Menezes, Jérémy Epp, Hans-Werner Zoch e Alexandre da Silva Rocha* (Institut für Werkstofforientierte Technologien, Germany / UFRGS)

## **IC08 – ESTUDO COMPARATIVO DOS FENÔMENOS DE DESGASTE NA CAMADA SUPERFICIAL DE PUNÇÕES REVESTIDOS COM WC-10CO4CR VIA HVOF**

Comparative study of the wear phenomena on the surface layer of WC-10Co4Cr HVOF coated punches

*Angela Selau Marques, Leonardo Fonseca Oliveira, Lucas Alves Vitor da Silva e Alexandre da Silva Rocha*

## **IC09 - TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS ASSISTIDOS POR PLASMA APLICADOS SOBRE O AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO 13% C-TYPE**

Plasma-assisted thermochemical treatments of 13% C-Type martensitic stainless steel

Prof. Dr. *CRISTIANO JOSÉ SCHEUER* (UFSM), *Silvio Francisco Brunatto e Rodrigo Perito Cardoso* (UFPR)





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E  
PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND  
PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES – BRAZIL/RS

**PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS**  
**LECTURES AND TECHNICAL PAPERS**

POSTERES  
POSTERS

PREFÁCIO  
PREFACE

## IC10 - NANOTUBOS DE TiO<sub>2</sub> SINTETIZADOS PELO PROCESSO DE ANODIZAÇÃO

TiO<sub>2</sub> nanotubes synthesized by anodic process

*Ghisana Fedrigo, Mario Wolfart Junior, Alexandre da Silva Rocha, Poliana Listone Behrend, Mateus Ritter Pasini (IFC, UFRGS)*

## IC11 - TRATAMENTO ASPN DE ALTA EFICIÊNCIA DO AÇO ASTM M2

High efficiency ASPN treatment of ASTM M2 steel

*Edison Silva Lima, Leonardo Fonseca Oliveira, Alexandre da Silva Rocha (IFRS, UFRGS)*

## IC12 - POTENCIALIDADES DO ENSAIO DE RISCAMENTO LINEAR PARA A CARACTERIZAÇÃO DE SUPERFÍCIES TRATADAS

Potentialities of linear scratch test for characterizing treated surfaces

*Giuseppe Pintaude e Marjorie Benegra (UTFPR)*

## IC13 - SISTEMA A PLASMA COM TELA ATIVA - NOVAS TENDÊNCIAS

Active screen plasma system - New trends

*Júlio Azambuja da Silveira e Alexandre da Silva Rocha (UFRGS)*

## IC14 - TRIBOLOGIA & ENGENHARIA DE SUPERFÍCIE: DESENVOLVIMENTOS RECENTES

Tribology & Surface engineering: Recent development

*Prof. Dr. JOSÉ DANIEL BIASOLI DE MELLO (UFU, UFSC)*

## IC15 - COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DE ALTA TEMPERATURA DE REVESTIMENTOS DUROS AVANÇADOS PARA FERRAMENTAS DE CORTE

High temperature tribological behavior of advanced hard coatings for cutting tools

*Jiri Nohava e Erick Araújo dos Santos (Anton Paar Switzerland / Brasil)*

## IC16 - ANÁLISE TRIBOLÓGICA DE REVESTIMENTO DLC APLICADO SOBRE AÇO FERRAMENTA PARA CONFORMAÇÃO A FRIO

Tribological analysis of DLC coating applied to tool steel for cold work

*Matheus Antonio Heck Sumny e Carlos Perez Bergmann (LACER / PPGE3M / UFRGS)*

## IC17 - EMPREGO DE LÍQUIDOS IÔNICOS COMO LUBRIFICANTES

Use of ionic liquids as lubricants

*Maria Rita Ortega Vega e Célia de Fraga Malfatti (UFRGS)*

## IC18 - ENSAIOS DE ATRITO E DESGASTE EM COMPONENTES MECÂNICOS - TRANSFERÊNCIA DE RESULTADOS PARA A SITUAÇÃO PRÁTICA

Friction and wear tests on mechanical components – transference of results to the practical situation

*Prof. Dr. SINÉSIO DOMINGUES FRANCO (UFU)*

## IC19 - ESTUDO DO EFEITO DO SHOT PEENING ANTES DA NITRETAÇÃO NA VIDA ÚTIL DE MATRIZES DE H13 APLICADAS NO FORJAMENTO A QUENTE

Effects of shot peening plus gas nitriding process on life cycle of hot forging H13 tooling.

*Tomaz Batista Petracco Filho, Antonio Shigueaki Takimi e Jamal Ahmadpour (UFRGS / Faculdade SENAI de Tecnologia)*

## IC20 - FRICTION AND LUBRICATION MODELING IN SHEET METAL FORMING

*Johan Hol (AUTOFORM / TRIBOFORM Engineering, Holanda)*





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E  
PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND  
PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES – BRAZIL/RS

**POSTERES**  
POSTERS

PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS  
LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

PREFÁCIO  
PREFACE

## ICP01 - MARTÊMPERA EM BANHO SN EUTÉTICA: AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO NO AÇO FERRAMENTA AISI D6

Martempering in bath Sn eutectic: evaluation of the heat treatment in the tool steel AISI D6

*Felipe Canal, Mario Wolfart Junior, Guilherme Cavali, Mateus Ritter Pasini e Alexandre da Silva Rocha (IFC / UFRGS)*

## ICP02 - EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO SOBRE O COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DE REVESTIMENTO DE NI-P

Effect of heat treatment on tribological behavior of electroless Ni-P coating

*Patric Daniel Neis, Ney Francisco Ferreira, Jane Zoppas Ferreira, Jean Carlos Poletto, Liu Yesukai de Barros, Felipe Goettens, Júlia Aliati, Denilson Longen Junior e Diogo Buneder (Laboratório de Tribologia / PPGEM / PROMEC / UFRGS)*

## ICP03 - SHOT PEENING E SEUS EFEITOS NA SUPERFÍCIE DO AÇO EM RELAÇÃO À VIDA EM FADIGA

Shot peening and its effects on the surface steel in relation to fatigue life.

*Cláudia Lisiane Fanezi da Rocha (UFBA)*

## ICP04 - ESTUDO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE AÇOS FORJADOS SAE 1045H E DIN38MNV56E JATEADOS COM ESFERAS METÁLICAS (SHOOT PEENING)

Fatigue resistance study for forged steel SAE 1045 H and DIN38MnVS6E with metallic sphere (SHOT PEENING)

*Pablo de Souza Mello, Luis Edielso Silveira, Sandra Raquel Kunst, Vinicius Vitorel Pereira, Luã Tainachi Mueller, Guilherme José Schneider, Jane Zoppas Ferreira, Cláudia Trindade Oliveira, Pedro Carlos Hernandez Jr. (Feevale, IFSUL, UFRGS)*

## ICP05 - INFLUÊNCIA DO FATOR ATRITO PARA VALIDAÇÃO DE LUBRIFICANTES PARA UM PROCESSO DE CALIBRAÇÃO A FRIO

Influence of friction factor on lubricant validation for a cold calibration process

*Anderson Marek da Silva, Alexandre da Silva Rocha, Thiago Marques Ivaniski, Valcir Marques de Menezes, Cristiano José Turra (UFRGS)*

## ICP06 - INFLUÊNCIA DAS PROPRIEDADES DE SUPERFÍCIE DE REVESTIMENTOS CERÂMICOS NO SEU COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO

Influence of surface properties of ceramic coatings on their tribological behavior

*Poliana Santos Souza, Marcelo Araujo Câmara (UFMG)*

## ICP07 - RESULTADOS INICIAIS DE TRATAMENTOS ASSISTIDOS POR PLASMA EM UM BRONZE DE ALUMÍNIO: NITRETAÇÃO POR PLASMA VERSUS PROCESSO PIII

First results of plasma assisted treatments in an Aluminum-Bronze: Plasma Nitriding versus PIII process

*Carlos Eduardo Alves Feitosa, Felipe G. Jedy, Luiz R. T. Caetano, Rodrigo P. Cardoso, Silvio F. Brunatto, Gelson B. de Souza (UFPR, UEPG)*

## ICP08 - NITRETAÇÃO EM ESFERAS PARA APLICAÇÃO EM VÁLVULAS

*Vagner Sartori, Alexandre da Silva Rocha, Mateus Faccio e Leonardo Fonseca Oliveira (UFRGS)*





# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E  
PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND  
PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES – BRAZIL/RS

PREFÁCIO  
PREFACE

PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS  
LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

POSTERES  
POSTERS

Nos dias 2, 3 e 4 de outubro de 2019 em Porto Alegre acontece a 9ª Edição da Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis (RENOMAT) mais uma vez em conjunto com o SENAFOR, que é um evento tradicional do setor metal-mecânico para divulgação do estado da arte e tendências do setor que desde 1982 conta com a participação da indústria e acadêmicos do setor.

A RENOMAT tem como finalidade a disseminação do conhecimento e transferência de tecnologia no âmbito das energias alternativas, onde o principal foco está em materiais e processos no que se refere a área metal-mecânica. A RENOMAT é evento pioneiro no Brasil que teve sua primeira edição em 2011 e desde então vem atraindo um número crescente de participantes. Este ano, o evento conta com palestrantes do Brasil e do exterior todos com objetivo de compartilhar ideias e novas perspectivas sobre a investigação de materiais e processos aplicados a energias renováveis. O programa da 9ª edição da RENOMAT está dividido em 6 sessões orais que contam com 27 apresentações e três sessões de pôsteres que abordarão temas como materiais e processos de fabricação para energia eólica e sistemas fotovoltaicos, sistemas para o armazenamento de energia, combustíveis alternativos e novas tecnologias para geração de energias renováveis.

Em nome da Comissão de Organização, agradeço a equipe envolvida na organização, a comissão científica, as agências de fomento em especial ao CNPq, aos patrocinadores, aos expositores, enfim a todos os apresentadores de trabalhos por seu compromisso e esforço para realização dessa Conferência.

É um prazer recebê-los aqui em Porto Alegre para a 9ª RENOMAT. Esperamos que tenham uma boa estadia e que a conferência seja inspiradora e proveitosa, incentivando a divulgação de ideias científicas para que essa seja uma excelente oportunidade para novas colaborações.

Em nome da comissão organizadora da 9ª RENOMAT.

*Prof. Dr.-Eng. Natália de Freitas Daudt*  
Presidente da Comissão Organizadora e Científica da 9ª RENOMAT

The 9th edition of the International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies (RENOMAT) will be held in Porto Alegre on October 2, 3 and 4, 2019. Once again, the conference will be held in conjunction with SENAFOR, which is a traditional event of the metal-mechanical sector, aiming to disseminate the status and trends of the sector. Since 1982, it has the participation of industry and academics of sector.

RENOMAT aims to disseminate knowledge and transfer technology in the field of alternative energies, with focus on materials and processes in the metal-mechanical area. RENOMAT is a pioneering event in Brazil that had its first edition in 2011 and since then has attracted a growing number of participants. This year, the event has speakers from different regions of Brazil and abroad, all with a common objective of share ideas and new perspectives on the investigation of materials and processes applied to renewable energy. The program of the 9th RENOMAT is divided into 6 sessions oral section with 27 presentation and three poster sessions that will address topics such as materials and manufacturing processes for wind power and photovoltaic systems, energy storage systems, alternative fuels and new technologies for renewable energy generation.

On behalf of the Organizing Committee, I would like to thank the organization staff, the scientific committee, the funding agencies, especially CNPq, the sponsors, the exhibitors, and all the speakers for their commitment and effort to make this Conference possible.

It is a pleasure to welcome you here in Porto Alegre for the 9th RENOMAT. I hope you find the conference inspiring and encouraging the exchange of scientific ideas and providing an excellent opportunity for new collaborations.

On behalf of the Organization Committee,

*Prof. Dr.-Eng. Natália de Freitas Daudt*  
President of the RENOMAT Organizing and Scientific Committee







# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E  
PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND  
PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES – BRAZIL/RS

**PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS**  
LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

POSTERES  
POSTERS

PREFÁCIO  
PREFACE

**RN01 – MANUFACTURING OF COMPONENTS FOR ELECTROCHEMICAL ENERGY CONVERTERS BY POWDER METALLURGY**

PD Dr. MARTIN BRAM (Forschungszentrum Juelich GmbH Institute of Energy and Climate Research, Alemanha)

**RN02 – ESTUDO DE UM VEÍCULO ELÉTRICO HÍBRIDO (BIODIESEL, BIOMETANO E SOLAR)**

Prof. Dr. Eng. MOISES DE MATTOS DIAS, Claudionor Atilio Vingert, Giuseppe Guilherme Mergener Vingert, Alessandro Sarmento dos Santos, Luis Carlos Gertz, Marco Antônio Frohlich, Patrice Monteiro de Aquim, José Lesina Cezar, José Carlos Krause de Verney, Carlos Omar Klassmann, Daniel Gallio Verona, Jonata Rocha Fett, Nickolas Augusto Both, Bárbara Pisoni Bender Andrade, Niklaus Veit Lauxen, Gabriel Mateus Neumann e Lucas Dariel Ferreira (ULBRA RS / ICCT - Universidade FEEVALE)

**RN03 - APLICAÇÃO DE NANOMATERIAIS NA PRODUÇÃO DE HIDROGÊNIO FOTOQUÍMICO A PARTIR DA SEPARAÇÃO DA ÁGUA**

Application of nanomaterials in photochemical hydrogen production from water splitting  
Prof. Dr. SHERDIL KHAN (Universidade Federal do Rio Grande do Sul)

**RN04 - ESTUDO DAS PROPRIEDADES ELETROMAGNÉTICAS DE UM COMPÓSITO MAGNÉTICO MACIO (SMC) E SUA EFICIÊNCIA QUANDO APLICADOS EM MOTORES DE INDUÇÃO TRIFÁSICOS**

Study of Soft Magnetic Composite (SMC) Processing Techniques and their Efficiency when Applied to Three-Phase Induction Motors  
Jaime Andre Back, Lirio Schaeffer e Jeferson Camilotti Gaio (UFRGS)

**RN05 - ENERGIA ALTERNATIVA PARA UM DESENVOLVIMENTO REGENERATIVO**

Alternative energy for a regenerative development  
GLORIA GAVIOLI MARCHIORI (Asociación Talamanca de Ecoturismo y Conservación - Costa Rica)

**RN06 - SIMULAÇÃO POR ELEMENTOS FINITOS DE UM GERADOR EÓLICO SÍNCRONO COM ROTOR DE MATERIAL MAGNÉTICO MACIO**

Finite element simulation of a synchronous wind generator with soft magnetic material rotor  
Jeferson Camilotti Gaio, Jaime A. Back e Lirio Schaeffer (UFRGS)

**RN07 - AVALIAÇÃO DA POSSIBILIDADE DE SUBSTITUIÇÃO DO ÓLEO DIESEL POR GÁS NATURAL EM GERADORES EM UMA EMPRESA DO VALE DO PARANHANA**

Fabio Silva de Oliveira, Tainá Caroline Jacobsen e José de Souza (FACCAT)

**RN08 - AVALIAÇÃO DO USO DA BIOMASSA PARA GERAÇÃO DE ENERGIA EM UMA INSTITUIÇÃO DE ENSINO SUPERIOR**

Alexandre Sakis, Jardel Augusto Reichert Guterres, Robson Fernando da Silva e José de Souza (FACAT)

**RN09 - AVALIAÇÃO DO POTENCIAL DE GERAÇÃO DE ENERGIA A PARTIR DE RESÍDUOS GERADOS EM UMA INDÚSTRIA CALÇADISTA**

Sinara Daiani Sander, Keli Fernanda Schonardie e José de Souza (FACCAT / Fundação Liberato)

**RN10 - SISTEMA AUTOMÁTICO DE GERAÇÃO DA CURVA I-V PARA MÓDULOS FOTOVOLTAICOS**

Roderval Marcelino, Yuri Crotti, Vilson Gruber e Luiz A Macarini (UFSC)







# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E  
PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND  
PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES – BRAZIL/RS

**PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS**  
**LECTURES AND TECHNICAL PAPERS**

POSTERES  
POSTERS

PREFÁCIO  
PREFACE

## **RN11 - ENERGIA FOTOVOLTAICA: UMA SAÍDA ECONOMICAMENTE VIÁVEL PARA O MEIO AMBIENTE**

*Fernanda de Oliveira Ferreira, Augusto Felipe Patsch, Thiago José Bechtold, João Victor Zanoni e Alex Fabiano Bueno (Curso Engenharia de Controle e Automação – Universidade Federal de Santa Catarina, Campus Blumenau)*

## **RN12 - TELEOPERAÇÃO: FACILITADOR EM PROCESSOS INDUSTRIAIS QUE OTIMIZAM A CAPTAÇÃO DE ÁGUA EM HIDROELÉTRICAS.**

*Cristian David Chamorro Rodriguez e John Camacho (Universidad del Valle, Colômbia)*

## **RN13 - AVALIAÇÃO DE COMBUSTÍVEL ALTERNATIVO PARA A GERAÇÃO DE ENERGIA TÉRMICA ATRAVÉS DE UMA CALDEIRA**

*Alex Schafer, Fernando Paulo Scherer e José de Souza (FACAT)*

## **RN14 - AVALIAÇÃO COMPARATIVA DE COMPOSTOS DE PP VIRGEM E RECICLADO REFORÇADOS COM FIBRA DE BAMBU: PROPRIEDADE MECÂNICAS E FÍSICAS**

Comparative evaluation of the virgin and recycled polypropylene in PP/Bamboo fiber composites: mechanical, physical properties

*Lety del Pilar Fajardo Cabrera de Lima e Ruth Marlene Campomanes Santana (Universidad del Valle – Colombia / UFRGS)*

## **RN15 - TÉCNICAS CONSTRUTIVAS E FERRAMENTAS TECNOLÓGICAS DE EQUIPAMENTOS PARA USO DE ENERGIAS RENOVÁVEIS**

Constructive techniques and equipment technological tools in renewable energy  
*Guilherme Lima Botelho (EPI Energia, Porto Alegre, RS) e Klaus D Lietzmann (Eab New Energy, Alemanha)*

## **RN16 – TECNOLOGIAS DE BATERIAS PARA ARMAZENAMENTO DE ENERGIA: TIPOS E CARACTERÍSTICAS OPERACIONAIS**

Batteries for energy storage: technologies and operational characteristics  
*Dr. PATRICIO RODOLFO IMPINNISI (LACTEC)*

## **RN17 - INVESTIGAÇÕES EM MATERIAIS APLICADOS EM BATERIAS DE SÓDIO**

Investigations on materials applied to sodium batteries  
*Dr. Eng. DAN YUSHIN MIYAJI (Pesquisador na Fundação Parque Tecnológico Itaipu)*

## **RN18 - FUNDAÇÃO FBK NA EUROPA - UM GUIA PARA SOCIEDADE TECNOLÓGICA DO FUTURO ENERGIAS RENOVÁVEIS - TENDÊNCIA À CO-GERAÇÃO ENERGÉTICA**

FBK Foundation in Europe - A guide to the technological society of the future Renewable energy - Trend towards energy co-generation

*Prof. Dr. ROBERTO MARCHIORI (Departamento Interdisciplinar de Tecnologia e Ciências – DINTEC / Universidade Federal de Rondônia - Campus de Ariquemes)*

## **RN19 - BATERIAS ESTRUTURAIS E SUAS APLICAÇÕES EM VEÍCULOS ELÉTRICOS: UMA REVISÃO**

*Henrique Friggi Ivanovich, Alex Fabiano Bueno; Tiago Davi Curi Busarello e Adriano Péres (UFSC)*

## **RN20 – METODOLOGIA CLÁSSICA APLICADA NO ESTUDO DE VIABILIDADE ECONÔMICA E FINANCEIRA DO REVESTIMENTO CERÂMICO FOTOVOLTAICO**

Economic and financial viability of photovoltaic ceramic coating  
*Nairon Nicolas da Silva Gomes, Maria Eduarda Lavina, Vilson Gruber, Rogério Hermínio da Silva e Roderval Marcelino (UFSC - Araranguá)*







# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E  
PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND  
PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES – BRAZIL/RS

**PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS**  
**LECTURES AND TECHNICAL PAPERS**

POSTERES  
POSTERS

PREFÁCIO  
PREFACE

## **RN21 - ANÁLISE DE MÓDULOS FOTOVOLTAICOS A PARTIR DE ENSAIOS ELÉTRICOS E TÉRMICOS PARA IDENTIFICAÇÃO DE CONFORMIDADE**

Analysis of photovoltaic modules from electrical and thermal tests for conformity identification  
*André Possamai Rosso e Giuliano Arns Rampinelli (UFSC)*

## **RN22 - MATERIAIS CERÂMICOS RESULTANTES DE PROCESSAMENTOS ECOLOGICAMENTE AMIGÁVEIS PARA APLICAÇÕES EM ENERGIAS RENOVÁVEIS**

Ceramic materials derived from eco-friendly processing for renewable energy applications  
*Dra. SONIA REGINA HOMEM DE MELLO-CASTANHO (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares)*

## **RN23 - OBTENÇÃO E AVALIAÇÃO DE MATERIAIS E DISPOSITIVOS AUTÔNOMOS SUSTENTÁVEIS TENDO EM VISTA SEU DESEMPENHO ENERGÉTICO RENOVÁVEL EM REGIÕES DE DIFÍCIL ACESSO E CARENTES.**

*Profª Draª VÂNIA CALDAS DE SOUSA (Universidade Federal do Rio Grande do Sul)*

## **RN24 - AVALIAÇÃO DE VIABILIDADE TÉCNICA-ECONÔMICA DO USO DE ENERGIA FOTOVOLTAICA EM UMA INDÚSTRIA CALÇADISTA**

*Marcos Rosalvo Paulus da Silva, Wendel Marques da Silva e José de Souza (FACAT)*

## **RN25 - DIMENSIONAMENTO DE SISTEMAS FOTOVOLTAICOS: UMA COMPARAÇÃO ENTRE VALORES TEÓRICOS E RESULTADOS EXPERIMENTAIS DE SISTEMA INSTALADO**

Sizing of photovoltaic systems: a comparison between theoretical values and experimental results of installed system

*Osmar Ogashawara, Rafael Antônio de Souza e Celso Aparecido de França (UFSCAR)*

## **RN26 - AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO COMPÓSITO DE PP RECICLADO E FIBRA DE BAMBU: UMA OPÇÃO SUSTENTÁVEL PARA O DESIGN DE PRODUTOS EXPOSTOS À INTEMPÉRIE NATURAL**

Comparative evaluation of the mechanical properties of polypropylene/bamboo fiber composites: a sustainable option for design of products exposed to natural aging  
*Lety del Pilar Fajardo Cabrera de Lima e Ruth Marlene Campomanes Santana (Universidad del Valle – Colombia / UFRGS)*

## **RN27 - AVALIAÇÃO DA POSSIBILIDADE DE APLICAÇÃO DA ENERGIA SOLAR PARA PRÉ AQUECIMENTO DE ÁGUA EM CALDEIRAS INDUSTRIAIS**

*Anna Caroline Michaeli Lisbôa, Lucas Machado da Silva e José de Souza (FACAT)*

## **RN28 – AVALIAÇÃO DA CAPACIDADE DE GERAÇÃO DE ENERGIA ELÉTRICA EM SISTEMA FOTOVOLTAICO INSTALADO EM EMPRESA DO VALE DO PARANHANA**

*Adriel Luiz Telles, Ezequiel Krech Ferreira e José de Souza (FACAT)*

## **RN29 - OTIMIZAÇÃO DO CONSUMO DA ENERGIA ELÉTRICA DE UMA CONFECCÃO**

*Thiago Gimenes Renck, Gustavo Evangelho de Abreu, Luiz Antônio Marques e José de Souza (FACAT)*







# 39° SENAFOR

PORTO ALEGRE/RS - 2, 3 E 4 DE OUTUBRO DE 2019  
CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL PORTO ALEGRE

9ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E  
PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS  
9<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND  
PROCESSES FOR RENEWABLE ENERGIES – BRAZIL/RS

POSTERES  
POSTERS

PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS  
LECTURES AND TECHNICAL PAPERS

PREFÁCIO  
PREFACE

## **RNP01 - INTERNET DAS COISAS (IOT) APLICADA A MONITORAMENTO DE PARÂMETROS DE FONTES RENOVÁVEIS DE ENERGIA: UMA REVISÃO SOBRE SIGFOX**

Internet of things (IoT) applied to monitoring parameters of renewable energy sources: a review on Sigfox  
*Max Gabriel Steiner, Anderson Diogo Spacek, João Mota Neto, Marco A. O. Rocha, Cleber Lourenço Izidoro, Oswaldo H. A. Junior, Jefferson Diogo Spacek e Pedro R. S. Moura (Faculdade SATC / UNILA / COOPERA)*

## **RNP02 - SISTEMAS DE CONTROLE TÉRMICO PARA RESFRIAMENTO DE BATERIAS DE ÍONS DE LI: UMA REVISÃO**

Thermal management systems for Li-ion batteries cooling: A review  
*Jéferson Diehl de Oliveira, Clauber André Ferasso, Lirio Schaeffer, Luciane Calabria e Cesar Pandolfi (FSG Centro Universitário)*

## **RNP03 - ESTUDO DE MATERIAL COMPÓSITO FERRO-RESINA PARA O USO EM DISPOSITIVOS ELETROMAGNÉTICOS**

*Dieison Monteiro, Moisés de Mattos Dias, Eduardo Luis Schneider, Natanael de Oliveira da Rosa, Elienai Josias Brum Dutra, Jorge Rogerio Nobles Orba, Marcio Rodrigo Leites Carvalho e Guilherme Machado Friederichs (UFRGS / ICCT - Universidade FEEVALE)*

## **RNP04 - ESTUDO DE UM SERVOMOTOR CONSTRUÍDO A PARTIR DOS PROCESSOS DA METALURGIA DO PÓ**

*Anderson da Silva Assis, Monir Goethel Borba, Moisés de Mattos Dias, Vitor Caetano de Almeida Zandoná, Nickolas Augusto Both, Gabriel Mateus Neumann, Bárbara Pisoni Bender Andrade, Paulo Ricardo Lima e Silva e Lirio Schaeffer (Universidade FEEVALE / UFRGS)*

## **RNP05 - ANÁLISE DA VIABILIDADE DA SUBSTITUIÇÃO DO AÇO DOS TUBOS DE UM TROCADOR DE CALOR**

*Juliano Nunes de Oliveira, Sandra Raquel Kunst, Pablo de Souza Mello, Luã Tainachi Mueller, Guilherme José Schneider, Jane Zoppas Ferreira Cláudia Trindade Oliveira, Luís Ricardo Pedra Pierobon e Pedro Carlos Hernandez J. (IF-SUL - Campus Sapucaia do Sul / PPGEM, LACOR UFRGS / FEEVALE)*

## **RNP06 - ANÁLISE DE DISPOSITIVOS PARA ARMAZENAMENTO DE ENERGIA**

Analysis of Devices for Electrical Energy Storage  
*Clauber Andre Ferasso, Willian Delfim da Silva e Lirio Schaeffer (PPGE3M - LDTM UFRGS)*

## **RNP07 - PROJETO DE UM SISTEMA HÍBRIDO DE GERAÇÃO DE ENERGIA RENOVÁVEL COM ARMAZENAMENTO EM CÉLULA COMBUSTÍVEL**

*Moisés de Mattos Dias, Alessandro Sarmento dos Santos, Fabrício Celso e Marco Antônio Siqueira Rodrigues (Universidade FEEVALE)*

## **RNP08 - ESTUDO DE UM CONTROLADOR INTEGRADO PARA MONITORAÇÃO DE UM SISTEMA HÍBRIDO PARA GERAÇÃO DE ENERGIA A PARTIR DE FONTES RENOVÁVEIS (SOLAR, EÓLICA E DE BIOMASSA)**

*Moisés de Mattos Dias, Alessandro Sarmento dos Santos, Nickolas Augusto Both, Ismaile Ricardo Gallas, Lucas Dariel Ferreira, Fabio Schiehl Gonzaga, Jonas Ohlweiler Baptista e Jonas Steffen (Universidade FEEVALE)*

## **RNP09 - REDUÇÃO DE MASSA EM TRANSFORMADORES DE SUBESTAÇÃO MÓVEL USANDO CHAPAS CONFORMADAS**

Mass Reduction in Mobile Substation Transformers Using Deformed Sheets  
*Fábio José Preczevski e Alexandre da Silva Rocha (WEG Equipamentos Elétricos)*







# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

**O parafuso no nosso cotidiano. Quanta Ciência e quanto menosprezo. Casos relatados de "Recall".**

**The Fasteners in our daily lives. How much Science and how much we despise. "Recall" - Related Cases**

Dr. Roberto Garcia <sup>(1)</sup>

## ABSTRACT

Fasteners are part of our day to day, and due to their low cost, we do not value it properly.

The physical, chemical and mathematical aspects will be approached, culminating with examples of critical applications.

From the Strength Class of the Fasteners to the Friction Coefficients, through the Tightening Processes, all the Science of Materials applied in Fasteners will be presented.

We find Fasteners from dental implants to satellite launchers and aerospace ships. Their use in implants, aero-generators and automotive vehicles will be explained.

Basic concepts of the Dental segment will be cited, for a good understanding of what represents Fasteners in a Dental Implant.

Some examples of recall involving Fasteners will be cited among the thousands of reported cases, confirming how present they are in our daily lives and how we literally despise them.

**Key words — Fasteners, Friction Coefficients, Materials Science applied to Fasteners, Tightening Processes, Recall.**

## INTRODUÇÃO

A principal motivação em abordar o assunto Parafuso está no conteúdo científico que se faz necessário para entender o quão importante é este elemento de fixação, sobejamente presente no nosso cotidiano e como o tratamos desacomodadamente, quando funciona. Quando não funciona, nos pomos a caminho e só assim nos damos conta da sua importância. Trataremos de como os elementos de fixação estão presentes no nosso dia-a-dia, da sua abrangência de aplicações, das Ciências dos Materiais existente nestes meros parafusos e porcas, e como os mesmos são menosprezados. E as suas conseqüências.

Iniciaremos fazendo uma abordagem teórica, com vários aspectos físicos e matemáticos, e com exemplos de aplicações, a fim de consolidar os conceitos explanados. O roteiro a ser seguido en-

**(1)** Pesquisador Colaborador GEMAT (Grupo de Eletroquímica e Materiais), da UNESP - Campus de Araraquara & Mentor / Consultor [ Fastening Technologies Division ] - ASSAHI Máquinas e Equipamentos Ltda.



volverá Juntas, Capacidade de Geração de Força por um Parafuso, Torque, Revestimentos e aspectos inerentes aos Coeficientes de Atrito e Processos de Aperto. Os exemplos variarão desde um Parafuso, utilizado em Aero - Geradores, ou seja, nos sistemas Eólicos, passando para um Parafuso aplicado em Veículos Automotivos e finalmente, um Parafuso utilizado em Implantes Odontológicos. Além das diversas bitolas, de M42 a M1,2, os exemplos eleitos são de alta criticidade, tanto do ponto de vista de Projeto, dos Materiais selecionados e do Processo de Aperto. Encerrando este artigo, um brevíssimo sumário de notificações de "recall" envolvendo os elementos de fixação.

## **JUNTA**

Uma Junta basicamente é um trio (ou terno) em que todos devem ser projetados harmoniosamente <sup>[Ref. 1]</sup>.

O Parafuso, é o elemento roscado externamente. O componente a ser fixado não possui rosca e aqui genericamente será denominado de suporte (ou contra-peça).

O terceiro elemento é a Porca, cuja rosca é interna. Não por acaso é o único elemento feminino da Junta e por sua vez, é quem possui maior resistência, no sentido amplo e irrestrito da palavra <sup>[Ref. 1]</sup>. Não por coincidência, Porca na língua alemã, é mutter. Mutter, com M maiúsculo é Mãe. Alguém tem dúvidas de que a Mãe é o "elemento" mais resistente em uma família?

Como todo material possui um determinado Módulo de Elasticidade, é vedado ao Suporte e a Porca ultrapassarem o regime elástico. As possíveis deformações permanentes no Suporte e na Porca poderão causar perda de pré-carga. Com relação ao Parafuso, este limite (elástico) pode ser superado, sendo permitido que o mesmo seja apertado na sua região elasto-plástica, até nas vizinhas da máxima Força Tensora que o mesmo pode gerar (e bem antes da estrição).

## **CLASSE DE RESISTÊNCIA**

O foco será nos Parafusos, pois como citado nos parágrafos anteriores, tanto o Suporte como a Porca são mais resistentes que o Parafuso, assim sendo, o Parafuso é o "fusível" deste sistema. E óbvio, ele não pode "queimar".

Quanto maior a Classe de Resistência, por exemplo, 12.9 <sup>[Ref. 2]</sup>, maior será a capacidade de geração de Força por este elemento de fixação.

Classes 8.8, 9.8, 10.9 e 12.9, implicam em transformação térmica do material, processo que envolve aquecimento e principalmente resfriamento, processo que provoca transformações alotrópicas (ferro gama – ferro alfa), com aumento de volume, o que acarreta uma concentração de Tensões, daí a necessidade de revenimento. Mas são estas Tensões Internas residuais que agregam as propriedades desejadas.

Classe inferiores a 8.8 (4.8 e 6.8, por exemplo), não requerem tratamento térmico, porém a resistência destes Parafusos é bem menor.

Assim sendo, uma maior Classe de Resistência implica em maior Capacidade de Geração de Força, consequência de maiores Tensões residuais Internas. Também é um atributo da aplicação do Parafuso. Maior Tensão residual, maior Responsabilidade Funcional do Parafuso.

Uma maneira lúdica de fixar o conceito acima descrito é mostrado na Figura 1, onde temos uma Escala Empírica de Tensões Residuais, que denomino como "Síndrome dos Botões da Camisa do "Gordinho", elencando a Classe de Resistência à responsabilidade do botão, nesta sátira funcionando como "parafuso" <sup>[Ref. 3]</sup>.



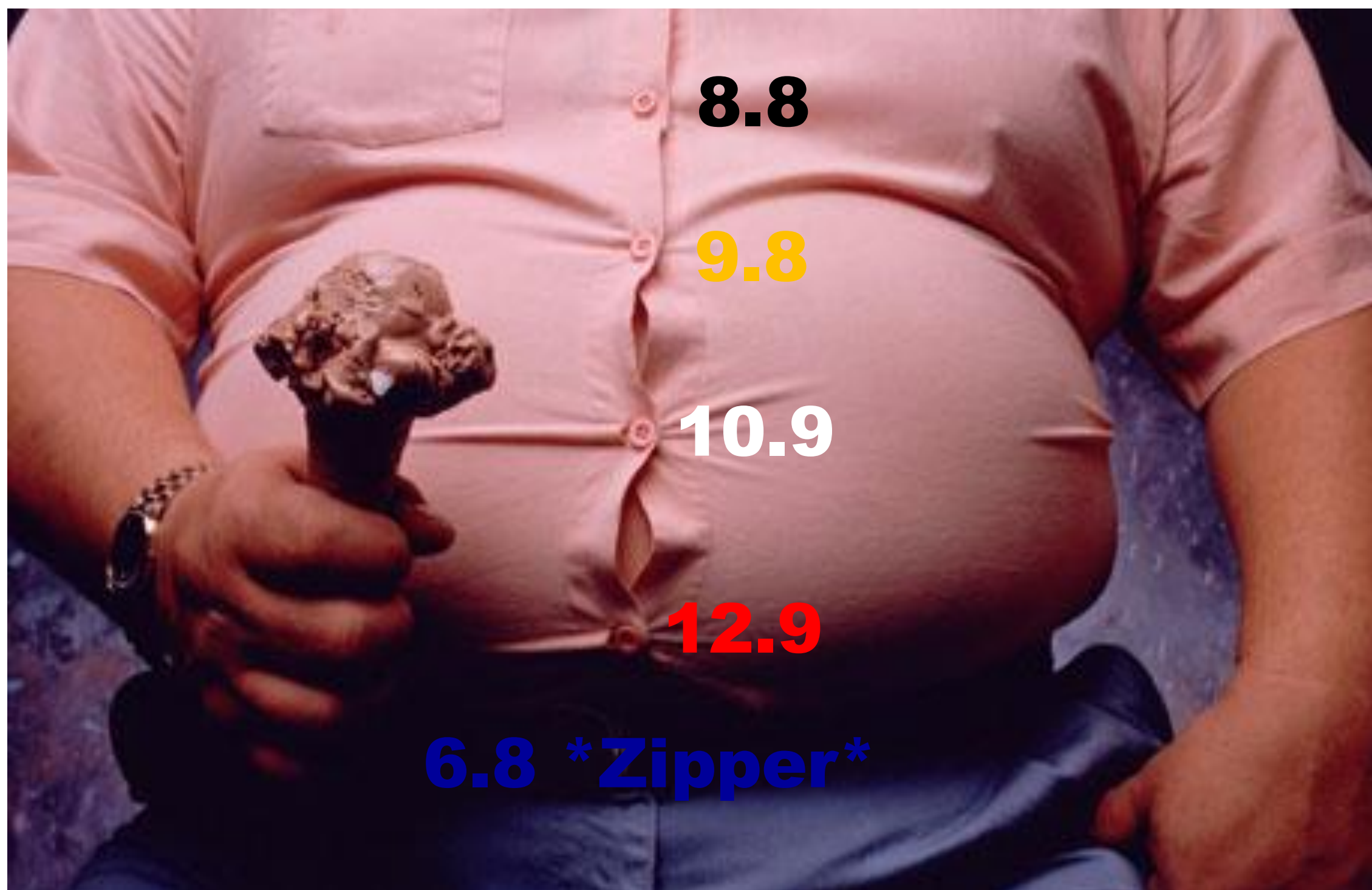


Figura 1.- Diagramação "jocosa" associando a Classe de Resistência de um Parafuso à sua Responsabilidade Funcional. Maior responsabilidade implica numa Classe de Resistência mais elevada, e mais Tensões residuais Internas e vice-versa.

### ESFORÇO COMBINADO

Ao se apertar um Parafuso, o mesmo sofre concomitantemente esforços axiais e torsionais <sup>[Ref. 1]</sup>, diferentemente quando se traciona um Parafuso, onde só temos carga axial pura. Convém salientar que a Porca, (rosca interna) sofre apenas esforços axiais, durante o Processo de Aperto <sup>[Ref. 1]</sup>

O Esforço Combinado resulta numa força menor do que a carga axial e este rendimento ( $\eta$ ) é inversamente proporcional ao Coeficiente de Atrito de Rosca ( $\mu_G$ ), como mostra a equação 1 <sup>[Ref. 4]</sup> abaixo que é uma adequação de uma outra expressão mais geral <sup>[Ref. 5]</sup>.

$$\eta = \frac{1}{\sqrt{1 + 3 \cdot \left[ \frac{4}{1 + \left( \frac{d_3}{d_2} \right)} \cdot \left[ \frac{p}{\pi \cdot d_2} + 1.155 \cdot \mu_G \right] \right]^2}} \quad \text{Eq. 1}$$

Para aquilatar o quanto  $\mu_G$  afeta o  $\eta$ , considerando um Parafuso **M12 x 1,5**, para  $\mu_G$  de 0,06 o  $\eta$  é 92,65%, e para  $\mu_G$  de 0,18,  $\eta$  é 74,12%. Nesta última condição, praticamente 1/4 (25%) do Parafuso vai para o "lixo". Para  $\mu_G$  de 0,38,  $\eta$  é 49,86%. Nesta situação, toda a Energia e os Cu\$tos, tanto do Tratamento Térmico como Superficial, foram desperdiçados, pois um fio máquina normalmente é fornecido com 500 MPa mín. de Resistência à Tração e o rendimento de 50% faz com que o Parafuso "volte às origens" (fio máquina)!



## FORÇA DE UNIÃO

Considerando o Esforço Combinado e aperto no regime elástico do Parafuso, podemos afirmar que o Parafuso se comporta como uma Mola, logo respeita a Lei de Hooke. O limite do regime elástico é o Limite de Escoamento, também denominado "Yield Point".

A Figura 2 mostra a Força de União, gerada por um Parafuso, função da deformação, no regime elástico, cujo limite superior é o "Yield Point".

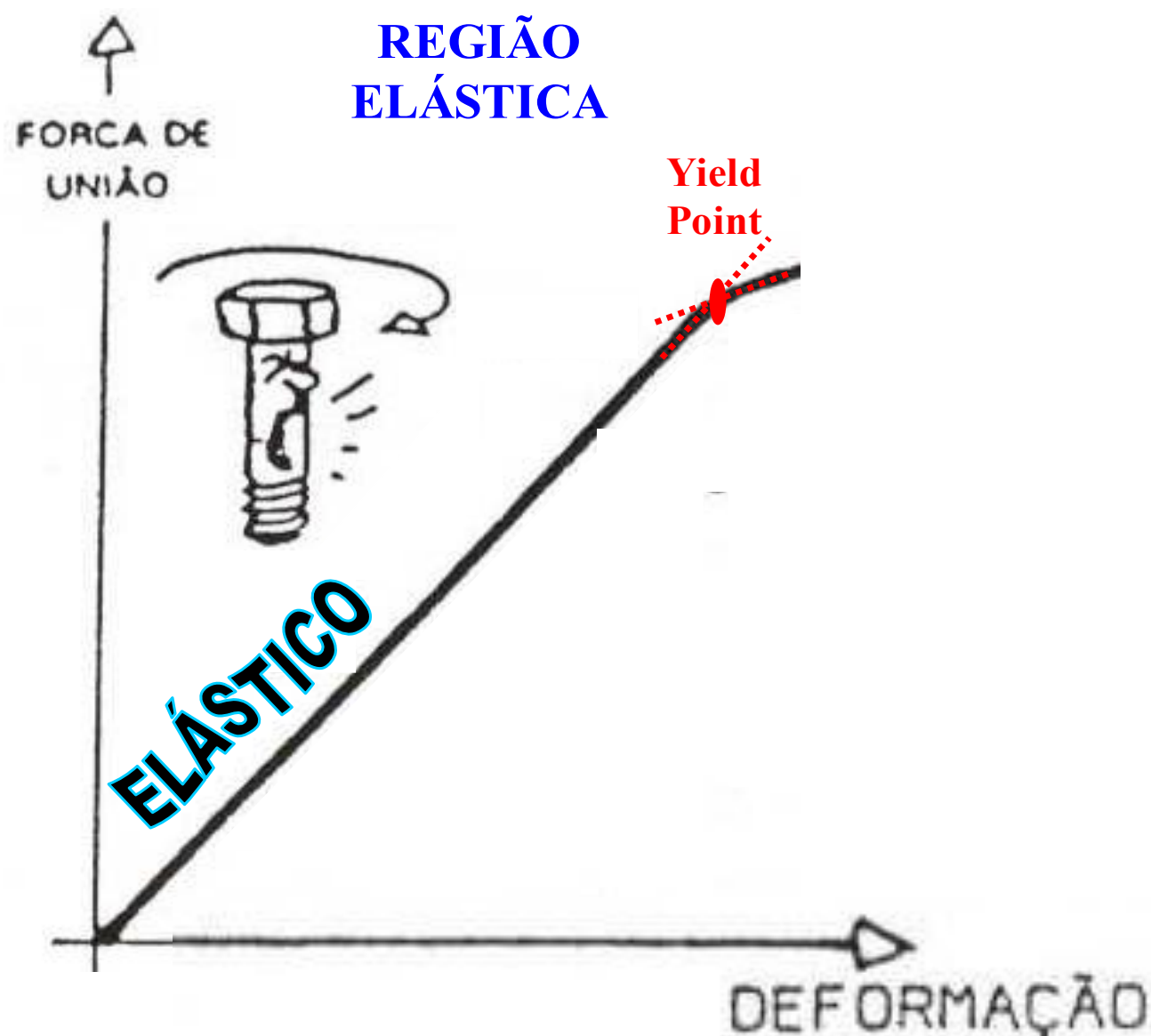


Figura 2.- Diagrama mostrando a região elástica do Parafuso, cujo limite é o "Yield Point"; Neste intervalo de Força e Deformação, o Parafuso se comporta como uma Mola, um Elástico, respeitando a Lei de Hooke.

Como estamos no regime elástico, podemos determinar a constante de Mola, similar a uma Mola Helicoidal, através da Lei de Hooke.

A expressão que relaciona a Força com o Ângulo de Aperto é mostrada na equação 2 [Ref. 6,7] abaixo:

$$F_v = \hat{\alpha} \cdot p \cdot \frac{1}{360^\circ} \cdot \frac{1}{(\delta_s + \delta_p)} \quad \text{Eq. 2}$$

Re-escrevendo a equação 2, temos uma expressão que relaciona o Ângulo de Aperto, as Resiliências ( $\delta$ ) e a Força Tensora. Veja a equação 3:

$$\hat{\alpha} = \frac{360^\circ}{p} \cdot F_v \cdot (\delta_s + \delta_p) \quad \text{Eq. 3}$$

em que:

$F_v$  = Força Tensora

$\delta_s$  = Resiliência do Elemento de Fixação

$\delta_p$  = Resiliência da Junta

$\frac{360^\circ}{p}$  = Constante geométrica, transformação de deformação linear em deformação angular.



Convém ressaltar que as equações 2 e 3 só são válidas no regime elástico, ou seja, até o "Yield Point"

Ao ultrapassar o "Yield Point", adentramos na região elasto-plástica. Neste regime, o Parafuso continua se comportando como uma Mola, porém Cônica, com "rate" variável, NÃO MAIS respeitando a Lei de Hooke.

Já o comportamento de um Parafuso, desde o início do seu aperto até a sua Força máxima, respeita a equação matemática atribuída à Richards, ou seja, trata-se de um comportamento sigmóide, isto é, em formato de sigma (maiúsculo), função assintótica ao eixo de deformação angular, nos limites inferiores de Força, quando esta tende a zero e nos limites superiores de Força, quando tende à Força máxima.

A expressão matemática da Equação de Richards <sup>[Ref. 8]</sup> é mostrada na equação 4

$$F(\alpha) = A \left\{ 1 + (d - 1) \exp[-k(\alpha - \alpha_i)] \right\}^{\frac{1}{1-d}} \quad \text{Eq. 4}$$

em que:

- $F_{(\alpha)}$  = Força Tensora para um dado Ângulo ( $\alpha$ ) de Aperto
- $A$  = Fator pré-exponencial, relacionado com o valor da Força máxima
- $d$  = Parâmetro associado à posição do ponto de inflexão ao longo da curva
- $k$  = Taxa intrínseca (constante) de crescimento da curva
- $\alpha_i$  = Ângulo de inflexão da curva sigmoide.

O valor da força no ponto de inflexão ( $F_{\alpha_i}$ ) é dado pela equação 5 <sup>[Ref. 9]</sup>:

$$F(\alpha_i) = d^{\frac{1}{1-d}} \cdot A \quad \text{Eq. 5}$$

Já o comportamento gráfico representativo da Equação de Richards é mostrado na Figura 3:

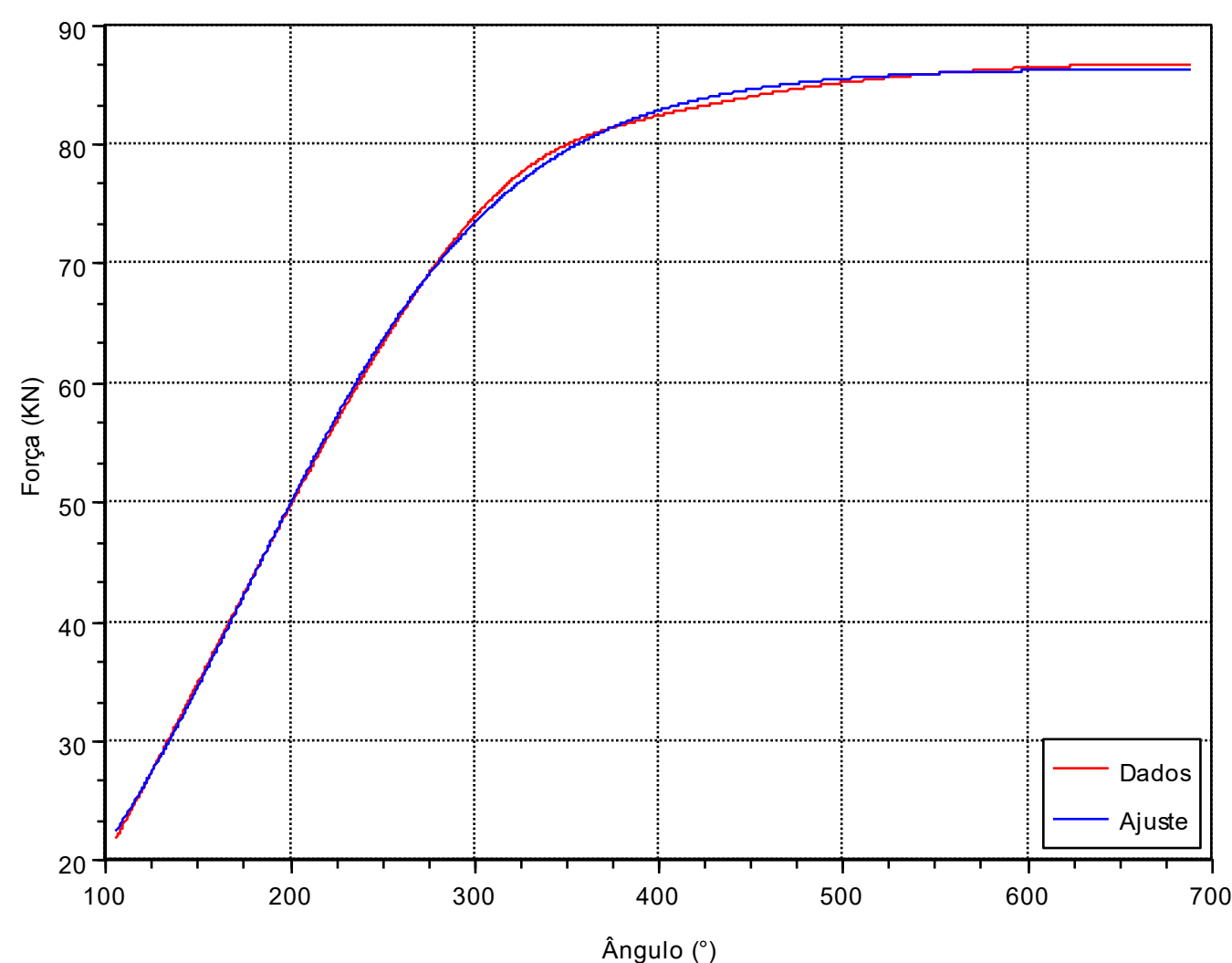


Figura 3.- Comportamento gráfico da Equação de Richards. O segmento sigmóide inferior, para Força tendendo a zero foi suprimido, pois além de ser assintótico ao eixo da deformação angular, é irrelevante para forças inferiores a 20 kN.



Resumindo, se o aperto do Parafuso ocorre na zona elástica do Parafuso, o comportamento é linear, com "rate" constante, respeitando a Lei de Hooke. Se o aperto ultrapassa o "Yield Point", adentrando na zona elasto-plástica, o comportamento a partir do "Yield" é similar à uma Mola Cônica, "rate" variável. Considerando desde o início do seu aperto até a sua Força máxima, temos uma sigmóide, que obedece às premissas da expressão matemática atribuída à Richards.

## TORQUE

A ênfase até aqui foi o Parafuso como provedor de Força Tensora. Mas no dia-a-dia é muito mais fácil monitorar o Torque, a Energia utilizada num Processo de Aperto.

A relação entre Torque e Força é dada pela equação 6, mostrada abaixo, denominada Equação Básica <sup>[Ref. 10]</sup>.

$$M_A = F_V * k * d \quad \text{Eq. 6}$$

em que:

$M_A$  = Torque (Momento de Aperto), expresso em Nm, sistema SI

$F_V$  = Força Tensora, expressa em k N (SI)

$k$  = Fator de Torque, " $k_{\text{factor}}$ ", adimensional (que é geralmente tabelado e considerado constante??)

$d$  = Diâmetro nominal do elemento de fixação, expresso em mm

A representação gráfica da equação 6 é mostrada na Figura 4, a partir de dados experimentais de um Parafuso M16 × 2,0.

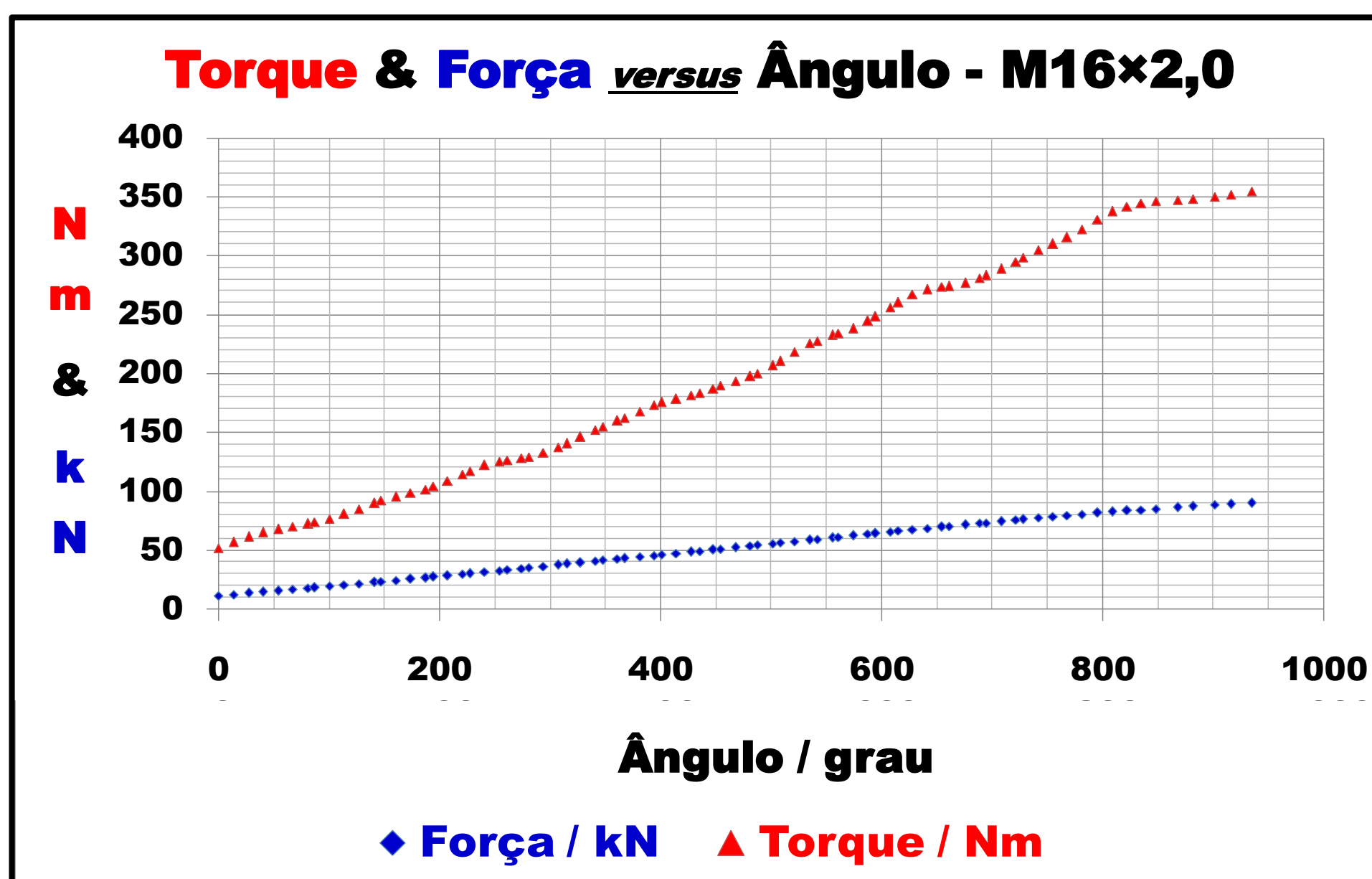


Figura 4.- Representação gráfica da Equação Básica de Torque a partir de dados reais de um Parafuso M16 × 2,0

Com os dados reais de Força e Torque, coletados ângulo - a - ângulo, é possível calcular o Fator de Torque (" $k_{\text{factor}}$ ") e visualizar como o mesmo não se apresenta constante, como sugere a expressão matemática da Equação Básica (Eq. 6). Na Figura 5, representa-se como o " $k_{\text{factor}}$ " varia em função da Força.



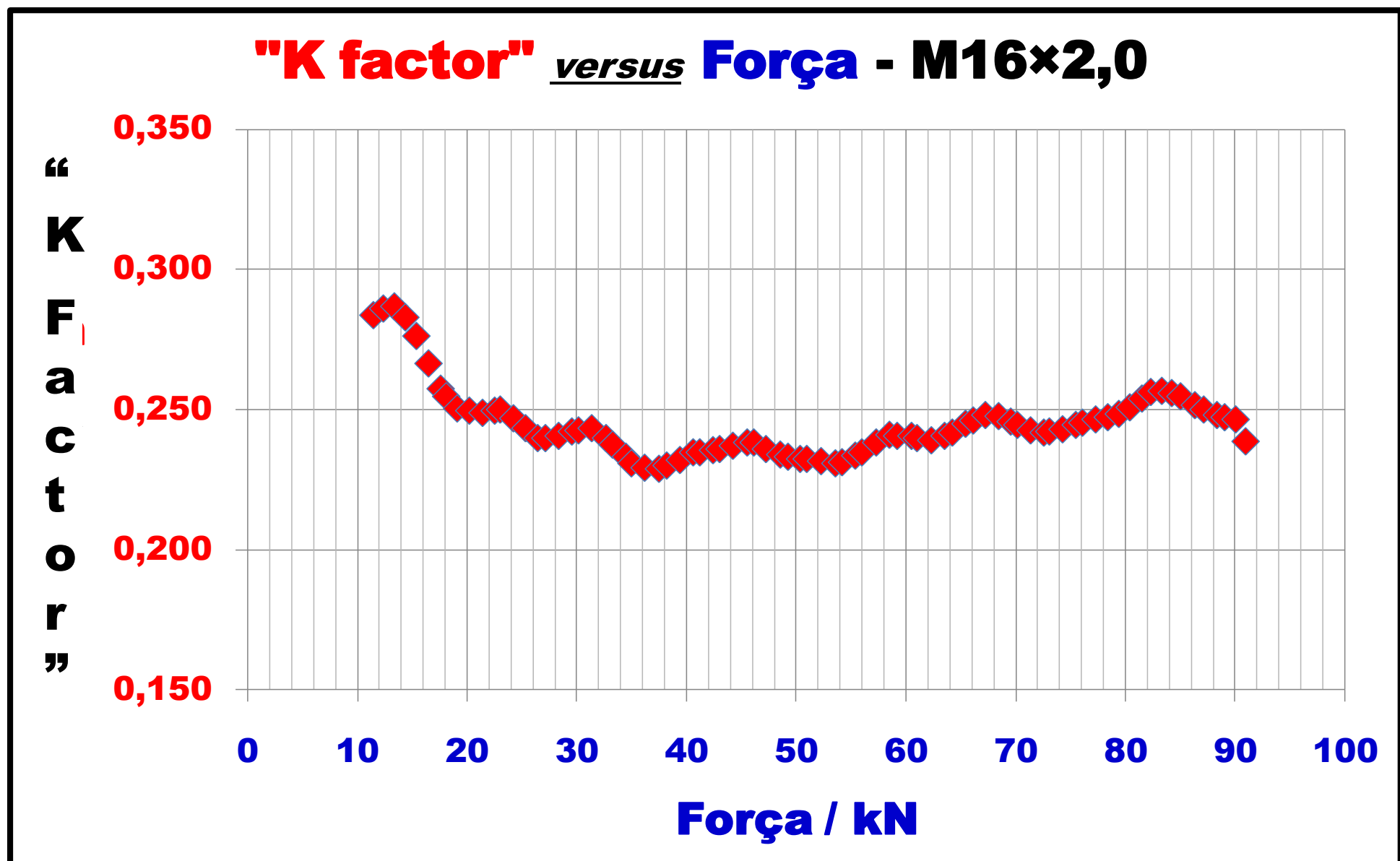


Figura 5.- Representação gráfica da variação do "k<sub>factor</sub>" em função da Força a partir de dados reais de um Parafuso M16 × 2,0

Como a Equação Básica não reflete cabalmente a variação do Torque em função da Força, uma nova expressão matemática foi proposta, a qual se denominou Expressão Geral <sup>[Ref. 11]</sup>, constante nas especificações **DIN 946** <sup>[Ref. 12]</sup> e **ISO 16047** <sup>[Ref. 13]</sup> que possui a seguinte grafia, como mostra a equação 7.

$$M_A = F_V \cdot \left( 0.159 \cdot p + 0.578 \cdot d_2 \cdot \mu_G + \frac{D_{Km}}{2} \cdot \mu_K \right) \quad \text{Eq. 7}$$

onde:

$M_A$ = Torque de Aperto N.m	$d_2$ = Diâmetro Interno mm
$F_V$ = Força Tensora kN	$\mu_G$ = Coeficiente de Atrito da Rosca Adimensional
$p$ = Passo mm	$D_{Km}$ = Diâmetro Médio da Superfície de Contacto mm
	$\mu_K$ = Coeficiente de Atrito da Cabeça Adimensional

A Expressão Geral agrega três parâmetros geométricos, como o passo, o diâmetro interno e o diâmetro médio da superfície de contacto e dá a devida contribuição (e importância) dos Coeficientes de Atrito da Rosca ( $\mu_G$ ) e da Cabeça ( $\mu_K$ ).

Comparando a Expressão Geral (equação 7) com a Equação Básica (equação 6), obtemos uma terceira expressão, mostrada na equação 8, que nos revela que o "k<sub>factor</sub>" é composto por três conjuntos de parâmetros, dois deles penderes dos coeficientes de atrito.



$$k = \left( \frac{0.159 \cdot p}{d} \right) + \left( \frac{0.578 \cdot d_2 \cdot \mu_G}{d} \right) + \left( \frac{D_{Km} \cdot \mu_K}{2 \cdot d} \right) \quad \text{Eq. 8}$$

Na Figura 6 temos uma demonstração de como o Torque Total é subdividido, ressaltando a dissipação inerente à rosca e à cabeça. Como Torque tem dimensão de Energia, temos uma expressão consolidada da Partição de Energia, envolvida num Processo de Aperto por Torque.

$$M_A = (F_V \cdot 0.159 \cdot p) + (F_V \cdot 0.578 \cdot d_2 \cdot \mu_G) + \left( F_V \cdot \frac{D_{Km}}{2} \cdot \mu_K \right)$$

$$M_{A_{Total}} = M_{A_1} + M_{A_2} + M_{A_3}$$

Trabalho Total = Trabalho Útil + Trabalho dissipado na Rosca + Trabalho dissipado na Cabeça

Figura 6.- A partir da Expressão Geral é possível visualizar a Partição da Energia, num Processo de Aperto por Torque.

Para a condição mais usual, ou seja, apertos na região elástica do Parafuso, podemos combinar as equações 7 e 2, sendo que esta última é a própria Lei de Hooke. À esta combinação denominamos Equação Aperfeiçoada, cuja grafia é mostrada abaixo, equação 9:

$$M_A = \frac{\alpha}{360^\circ} \cdot p \cdot \frac{1}{(\partial_S + \partial_P)} \cdot \left( 0.159 \cdot p + 0.578 \cdot d_2 \cdot \mu_G + \frac{D_{Km}}{2} \cdot \mu_K \right) \quad \text{Eq. 9}$$

  
**Lei de Hooke**

  
**DIN 946 — “Determination of coefficient ....”**

Esta equação nos é muito útil, pois se conseguirmos mensurar o Ângulo de Aperto, num determinado processo de Torque, será possível estimar a Força Tensora gerada no citado processo.

## REVESTIMENTOS

O conceito de coeficientes de atrito já estava disseminado na penúltima década do século passado (1980's), principalmente na Alemanha e Suécia. Naquela oportunidade, as especificações de alguns revestimentos já exigiam  $\mu_{GES}$ , Coeficiente de Atrito Total, da ordem de  $0,08 \leq \mu_{GES} \leq 0,14$  [Ref. 14].

Porém na última década daquele século (1990's), tal conceito foi "massificado" e o valor de  $\mu_{GES}$  ficou na faixa de  $0,10 \leq \mu_{GES} \leq 0,16$ , globalmente [Ref. 15, 16].



A expressão matemática que rege  $\mu_{GES}$  ( ou  $\mu_{tot}$  ) - o Coeficiente de Atrito Total <sup>[Ref. 12, 13]</sup>, é mostrada na equação 10:

$$\mu_{GES} = \mu_{tot} = \frac{M_A / F_V - 0,159 \cdot p}{0,578 \cdot d_2 + \frac{D_{Km}}{2}} \quad \text{Eq. 10}$$

(\*)      (\*\*)                      (\*) = DIN 946  
 (\*\*\*) = ISO 16047

Mais recentemente há um movimento para se especificar  $\mu_G$  ( ou  $\mu_{th}$  ) - o Coeficiente de Atrito de Rosca, devido à sua fundamental importância na definição da Capacidade de Geração de Força pelo Parafuso, devido ao Esforço Combinado, como foi mostrado na equação 1. As faixas que estão sendo motivo de estudo estarão entre  $0,08 \leq \mu_G \leq 0,10$  ou  $0,09 \leq \mu_G \leq 0,12$  <sup>[Ref. 17]</sup>. A expressão para  $\mu_G$  <sup>[Ref.12, 13]</sup> é mostrada na equação 11:

$$\mu_G = \mu_{th} = \frac{M_G / F_V - 0,159 \cdot p}{0,578 \cdot d_2} \quad \text{Eq. 11}$$

(\*)      (\*\*)                      (\*) = DIN 946  
 (\*\*\*) = ISO 16047

Em que

$M_G$  = Torque dissipado na rosca

Ao fazer parte de um requisito normalizado, o Coeficiente de Atrito Total (  $\mu_{GES}$  ) proporcionou o desenvolvimento de novos Materiais com o objetivo de alcançar tais valores. Uma gama enorme de Selantes, "Top Coats", Agentes Deslizantes etc., estão à disposição para serem aplicados nos diversos tipos de revestimentos, desde os eletrodepositados ("plating") até os organo-metálicos, bem como para as Novas Tecnologias (nano, etc.).

## PROCESSOS DE APERTO, por TORQUE

A ideia deste artigo também é explicar Processos de Apertos e exemplificar com uma aplicação crítica.

### I.- Aperto por Torque Seco

Neste tipo de processo busca-se um determinado valor de Torque, denominado Torque Alvo [ **TA** ]. A meta deste processo é atingir o Torque Alvo e devemos entender que este é o processo mais simples, porém altamente dependente dos coeficientes de atrito, da compatibilidade entre os Materiais dos componentes que fazem parte da Junta, além de fatores geométricos tais como: "design", irregularidades dimensionais, planicidade, perpendicularidade, roscas deformadas e/ou com sujeiras etc.

Na Figura 7 temos os principais aspectos deste Processo de Torque, conhecido também como 'Torque Seco'.



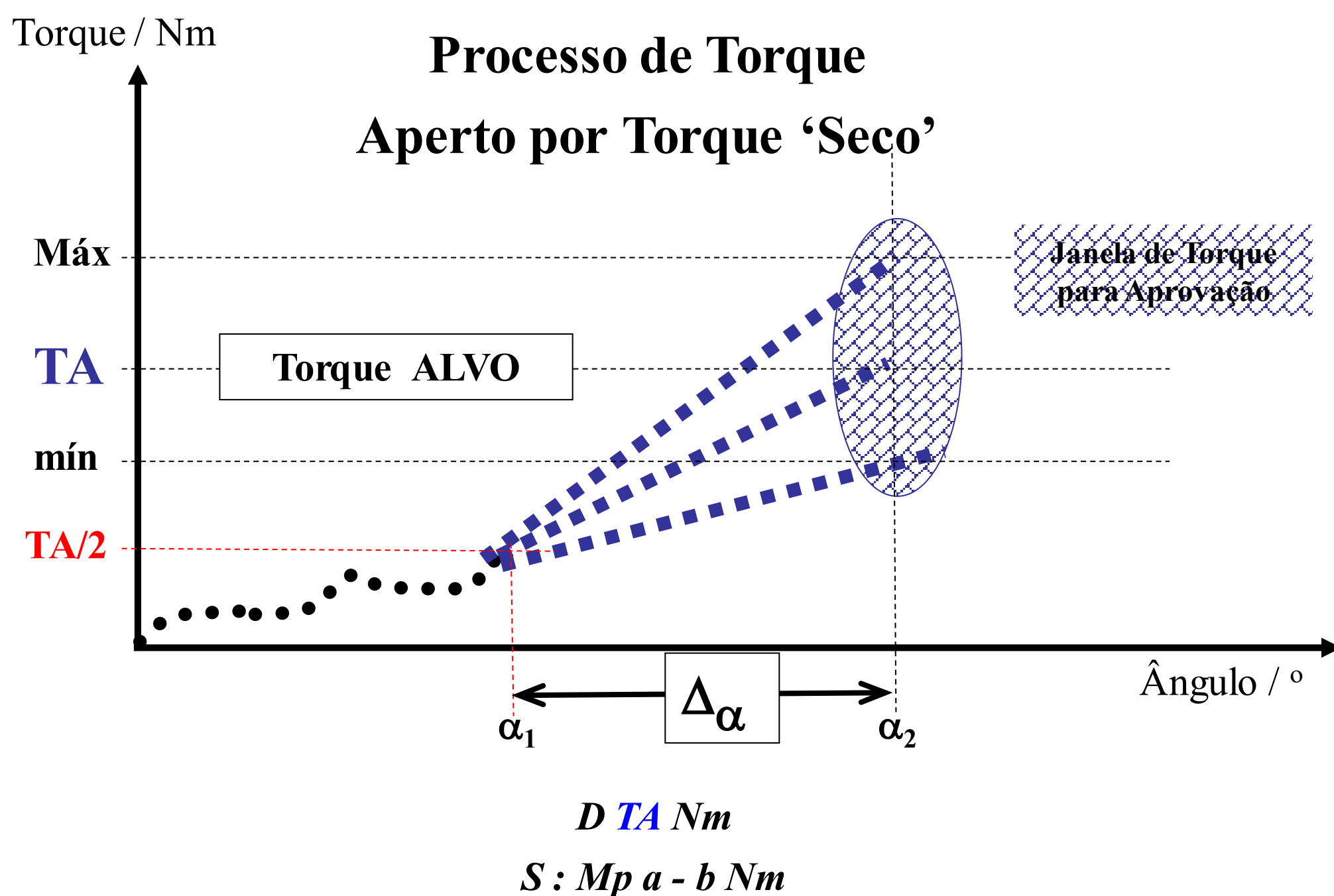


Figura 7.- Representação gráfica do processo conhecido como 'Torque Seco'

Os valores de **TA**, Máx. e mín., são parâmetros a serem digitados na programação da ferramenta, no caso de se tratar de uma apertadeira eletro-eletrônica.

**TA** também é o valor dinâmico do aperto, daí a sigla D, pois este Torque é aplicado pela ferramenta dinamicamente, e os valores de Máx. e mín. deverão estar correlacionados com a capacidade da ferramenta, usualmente 5 %, pois se trata de uma apertadeira eletro-eletrônica (sic).

**TA/2** é a metade do Torque Alvo, valor costumeiramente utilizado como Torque de Monitoramento (e não de Controle), a partir do qual a apertadeira começará a fazer uma contagem do Ângulo de Aperto ( $\Delta\alpha$ ), até o **TA**, em carácter informativo apenas.

A sigla S : Mp indica que se trata de um Torque estático (S) e se denomina estático pois o mesmo é mensurado a partir de uma condição estacionária, e Mp diz respeito ao Torque de Verificação, cuja janela de aprovação estará compreendida entre os valores a & b.

Para exemplificar este tipo de aperto, escolhi um Parafuso M42, utilizado em Aero-Geradores, onde o **TA** é da ordem de milhares de Nm.





A Classe de Resistencia deste Parafuso M42, aplicação Eólico, é 10.9 e o aperto ocorre na região elástica do mesmo, numa atitude conservadora, isto é, a 75 % do "Yield Point"

O revestimento desenvolvido capaz de atender às elevadas exigências do Projeto é à base de MoS<sub>2</sub> (Sulfeto de Molibdênio) sabidamente um material com propriedades tribológicas de alto desempenho, devido ao baixo atrito a altas pressões. Porém o desvio padrão requerido (  $1,9 \sigma$  ) obrigou um "aprimoramento", ou seja, o revestimento é na realidade um compósito, pois foi agregado ao MoS<sub>2</sub> um moderador de atrito, com características morfológicas semelhantes ao MoS<sub>2</sub> e elevada compatibilidade com o material da contra-peça, que no caso é uma superfície galvanizada (zinco a fogo).

A utilização de uma apertadeira calibrada e de um revestimento que assegura um "**k<sub>factor</sub>**" no intervalo especificado em Projeto, fazem com que a geração da Força Tensora seja confiável, mesmo sendo uma operação de aperto em Campo, para uma Junta com características de alta criticidade.

Como o aperto ocorrerá em Campo, e por se tratar de uma junta crítica, o processo mais simples comumente utilizado é o Torque Seco, mas devido aos fatores acima explanados, há um rígido controle da apertadeira, que é calibrada através de células de carga e com relação aos coeficientes de atrito, os mesmos são parametrizados na sua contribuição rosca e cabeça, especificando-se um "range" de Fator de Torque ("**k<sub>factor</sub>**"), além de um exíguo desvio padrão do mesmo.

Para ilustrar qual a variação aceita do "**k<sub>factor</sub>**", na Figura 8 temos os valores de "**k<sub>factor</sub>**" que atendem as necessidades do Projeto, de Qualidade e de Serviço, no segmento Eólico.

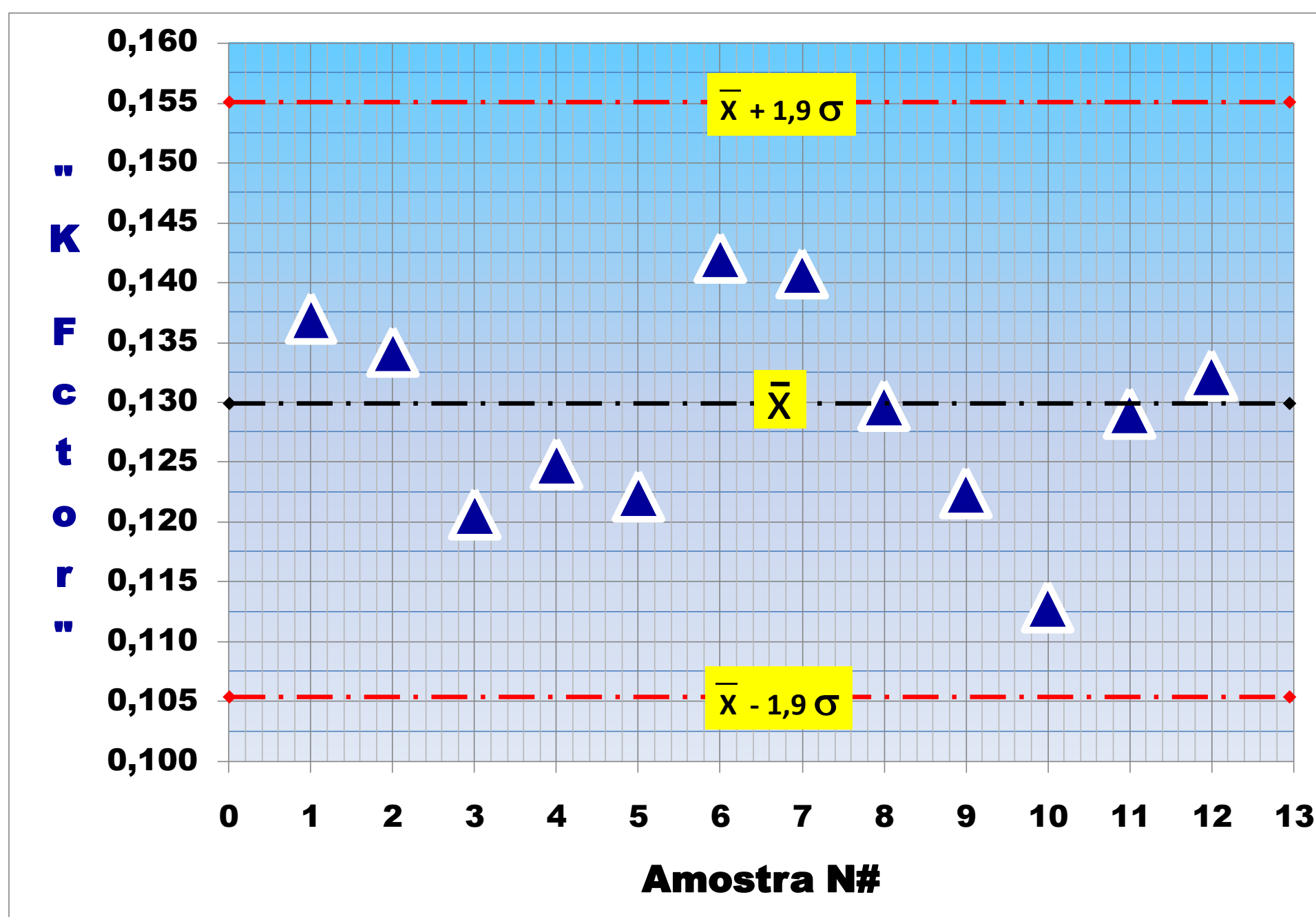


Figura 8.-Valores de "**k<sub>factor</sub>**" que atendem às exigências do segmento Eólico.

## II.- Aperto por Torque & Ângulo de Deslocamento

Neste processo, na fase inicial denominada de Pré-Torque, temos todas as vantagens ( e desvantagens ) citadas no Torque Seco.



Após alcançar o valor do Pré-Torque, fase dependente dos atritos, há uma etapa final, a fase angular, denominada Ângulo de Deslancamento, onde a apertadeira aplica um determinado ângulo, cujo valor refletirá num aperto na região elástica do Parafuso ou na zona elasto-plástica do mesmo, conforme as necessidades de Projeto.

A fase angular deste tipo de aperto independe dos atritos e se se encerra na região elástica do Parafuso, depende exclusivamente das Resiliências dos compopnentes da Junta. Se o Projeto contempla aperto na zona elasto-plástica do Parafuso, temos um comportamento misto, ou seja, linear até o "Yield Point", obedecendo a Lei de Hooke e não linear, após o "Yield Point", respeitadas as premissas da equação de Richards [Ref. 8, 9].

No exemplo selecionado temos este comportamento dito misto, e se refere a um aperto dos Parafusos de Cabeçote, M12, numa multi-junta, de um motor diesel [Ref. 18], onde a combustão ocorre por compressão, sem um ignitor. Trata-se de um aperto (multi-fusos) extremamente crítico e de elevada resposabilidade funcional. Também se faz necessário um sequenciamento dos apertos, para um perfeito assentamento e equacionamento da Força Tensora gerada. Não por acaso, os Parafusos são 12.9. [Ref. 2]



Na fase de Pré-Torque, o Torque Alvo é de 100 Nm e a fase Angular é de 200 graus de deslocamento. Por Projeto, o Parafuso deve ultrapassar o seu "Yield Point", assegurando uma Força Tensora de no mínimo 70 k N (aprox. 7 toneladas) e a janela de Torque Resultante ( e não mais Torque Alvo ) deverá estar entre 150 e 200 Nm [Ref. 18].

Na Figura 9 temos os principais aspectos deste Processo de Aperto misto, conhecido também como "Torque & Ângulo".

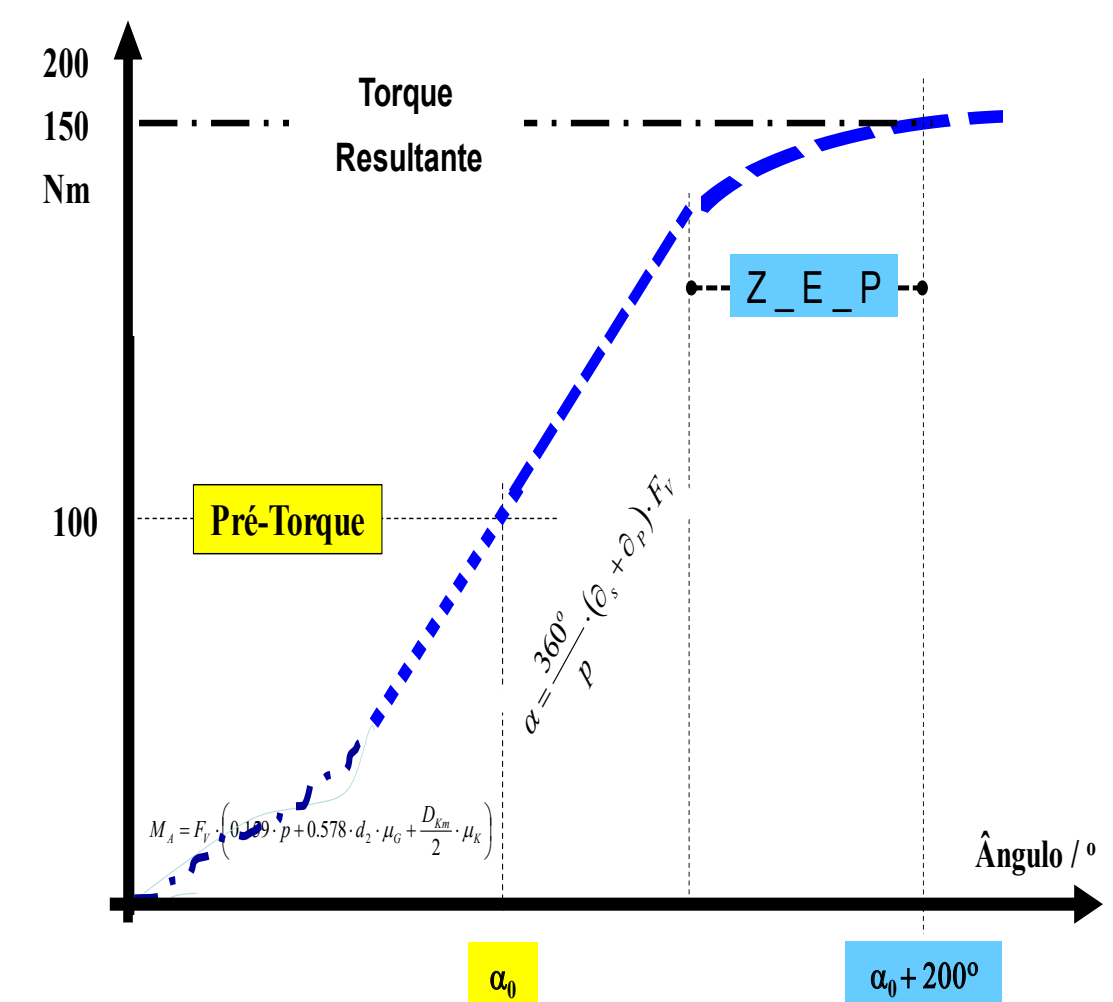


Figura 9.- Representação gráfica do processo conhecido como "Torque & Ângulo".



Neste processo de aperto devemos ressaltar a aplicação plena das Ciências dos Materiais, pois a construção do Parafuso (no caso flangeado) e de mais de 120 mm de comprimento, requer um material específico, uma transformação térmica adequada e rigorosa, com ênfase na Ductilidade, propriedade não normalizada e como a faixa de Torque Resultante é exígua, se faz necessário um tratamento superficial com características particulares com relação aos atritos, com especial atenção ao coeficiente de atrito da rosca, buscando-se o maior rendimento possível, bem como o comportamento deste mesmo revestimento na área de contacto entre a flange do Parafuso e o Cabeçote, objetivando dissipar a menor Energia possível, ou seja, a compatibilidade entre os materiais é de fundamental importância. Por se tratar de uma multi-junta, com vários Parafusos, a apertadeira é multi-fusos, onde o assentamento é primordial, daí a necessidade de que os apertos sejam segmentados e sincronizados e como efeito colateral, deste investimento calcado na tecnologia do aperto, também resulta em maior produtividade e uma inquestionável Qualidade.

O terceiro modelo que quero compartilhar neste artigo envolve Implantes Dentários.



O assunto me chamou a atenção quando tomei conhecimento da quebra de Parafusos durante o Processo de Aperto, citadas pelos profissionais da área e que tal condição tinha sido minimizada pela aplicação de um revestimento no corpo do Parafuso <sup>[Ref. 19]</sup>, cuja bitola varia de 0,9 a 1,6 mm.

Perguntei então sobre o aspecto da face de fratura e me olharam como se eu fosse um extraterrestre. Não tinham a mínima idéia do que estava perguntando. Resolvi me aprofundar um pouco mais no assunto.

A primeira informação que encontrei dizia respeito à Força exercida no processo de mastigação. O valor médio é de 30 Kgf/polegada quadrada (690 MPa) e a Força máxima pode chegar até a 50 Kgf.polegada quadrada (1.150 MPa), nos molares <sup>[Ref. 20]</sup>.

Uma outra informação recebida é que foi mensurada uma Força de “mordida” da ordem de 600 Kgf, considerada uma Força “abusiva”, o que acarreta não só uma maior disciplina do paciente durante o processo de mastigação, mas também uma abordagem mais profunda do comportamento buco-maxilar, por parte dos profissionais da área de Odontologia <sup>[Ref. 21]</sup>.

A Figura 10 <sup>[Ref. 22]</sup> abaixo, mostra os quadrantes do lado esquerdo da boca de um ser humano com idade de 21 anos. Na parte superior temos o maxilar e na inferior, a mandíbula:

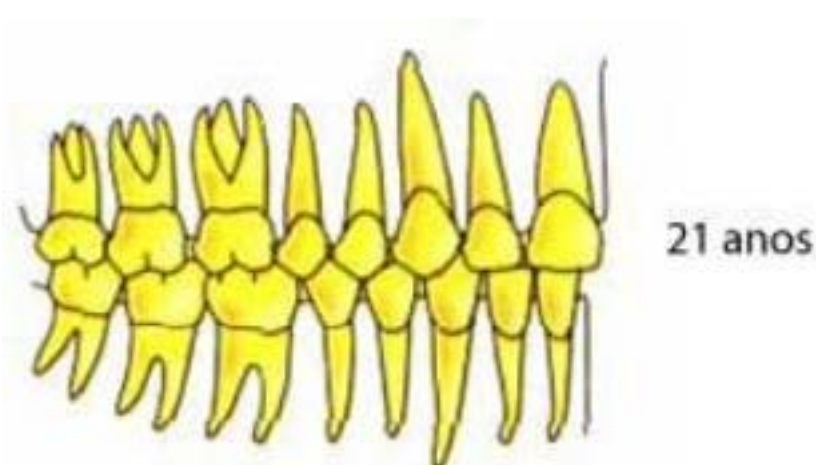


Figura 10.- Representação esquemática mostrando o Ilo. e IIlo. Quadrantes maxilar e mandíbula, lado esquerdo da boca.



Na Figura 11 <sup>[Ref. 23]</sup> abaixo, temos uma foto intrabucal, de um indivíduo jovem do sexo masculino, inerente à representação esquemática mostrada na Fig. 10.



Figura 11.- Foto intrabucal, de um indivíduo jovem, sexo masculino

Para saber qual é a Pressão axial exercida na mastigação é necessário conhecer a área de contacto (multicúspide) entre os dentes molares, do maxilar e da mandíbula. Como esta informação não encontrei, solicitei a amigos dois molares, um superior e um inferior e medi as áreas. A área resistiva encontrada foi da ordem de 10 mm<sup>2</sup>, logo é possível imaginar a pressão exercida no processo de mastigação, no caso trituração, pois se trata dos dentes molares.

No Implante Dentário, inicialmente, temos a inserção de uma bucha, denominado **implante**, na região óssea da mandíbula, pois vamos nos ater a um implante dentário no IIIo. quadrante. O Torque aplicado no implante é da ordem de 32 Ncm (Newton.centímetro) <sup>[Ref. 19]</sup>.

Como se está introduzindo um corpo estranho, há a necessidade de um período de aproximadamente noventa dias, onde o organismo incorporará o implante e num processo de interação óssea <sup>[Ref. 21]</sup> ocorrerá a integração física, química e biológica do ser vivo (osso) com o metal, que necessariamente deve ser bio-compatível, pois agora o implante fará parte do corpo humano. Se houver rejeição, uma nova técnica será aplicada. Considerando que não houve rejeição e que neste período a protese foi manufaturada, a próxima etapa é o aparafusamento propriamente dito.

Na Figura 12 temos uma representação gráfica do que é um implante dentário.



Figura 12.- Representação gráfica de um implante dentário

Na Figura 13 são mostrados os elementos de fixação e os respectivos Torques de Aperto. Assim temos que inicialmente o implante foi introduzido na mandíbula e neste implante será colocado o Pilar Protético, que será apertado com 32 Ncm e finalmente o Parafuso, que dependendo da bitola, o aperto será de 15 Ncm para M0,9 e 32 Ncm para M1,2 e M1,6.



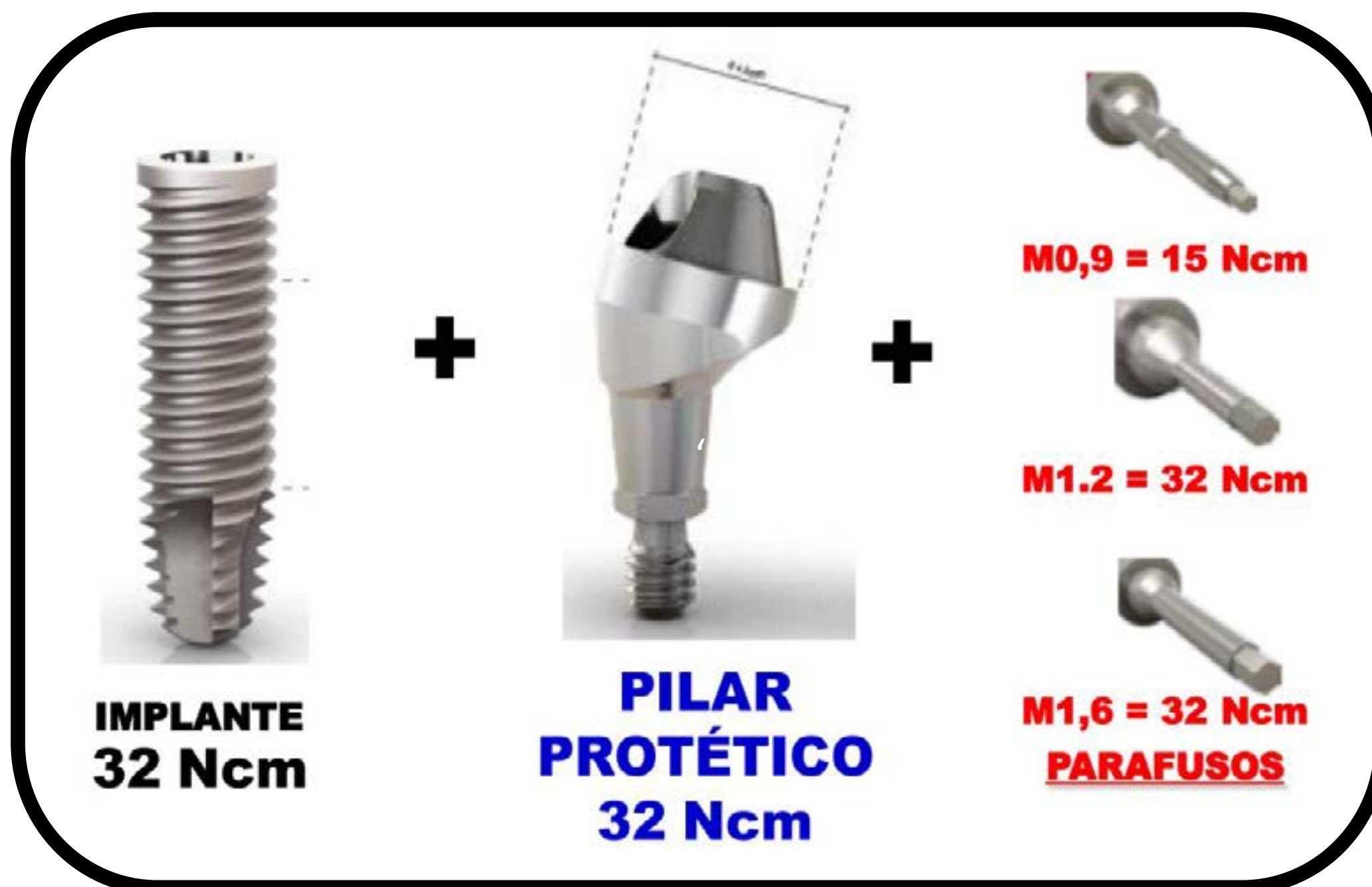


Figura 13.- Fotos dos elementos de fixação utilizados num implante dentário

Outra condição fundamental é que o implante deve ser fixado perpendicularmente à mandíbula, para que as cargas sejam axiais. Dependendo de qual dente será substituído pelo Implante Dentário o topo do Pilar Protético terá uma construção específica, para que os esforços mecânicos que ocorrem durante a mastigação, sejam concentrados no implante, já consolidado ósseamente.

Na Figura 14 temos o Pilar Protético e como o mesmo será fixado perpendicularmente no implante.

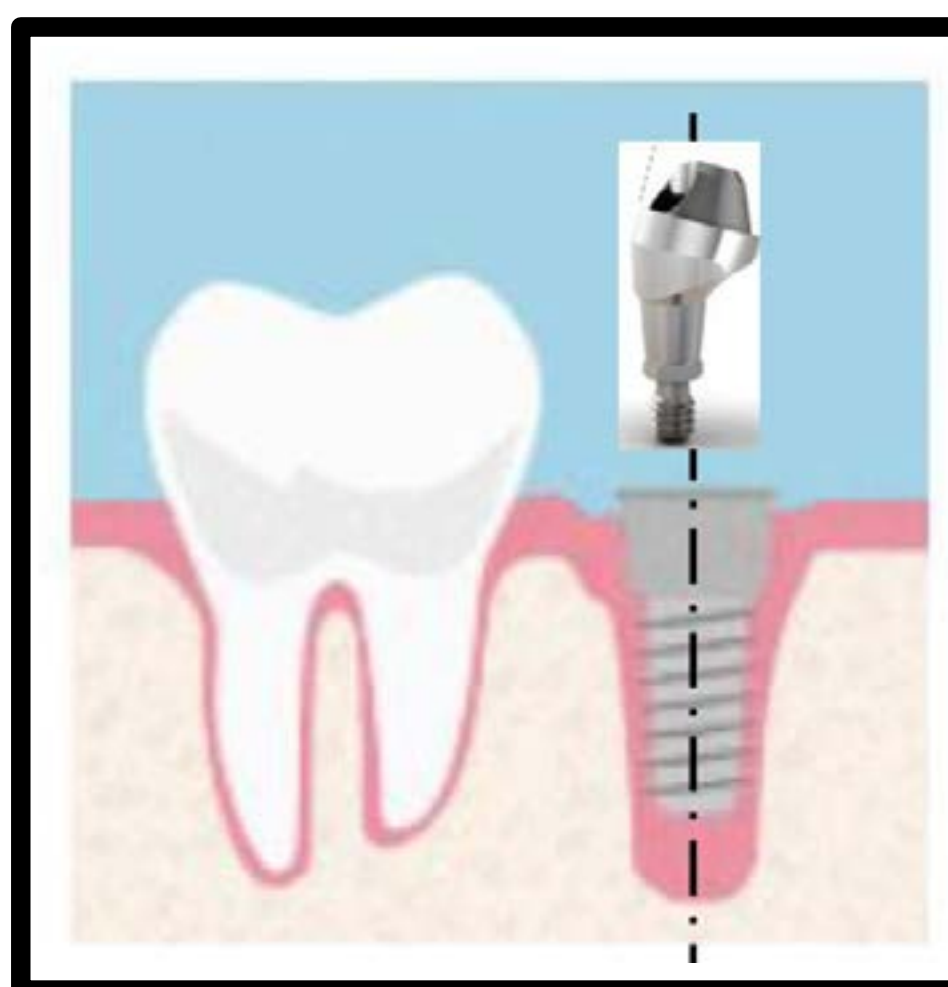


Figura 14.- Foto do Pilar Protético e uma representação gráfica de como o implante está inserido na mandíbula e o posicionamento futuro do citado Pilar.

Finalmente, temos a Coroa, que será fixada ao Pilar Protético. Na Figura 15, o Parafuso mostrado é um M1,2 e o Torque será da ordem de 32 Ncm.



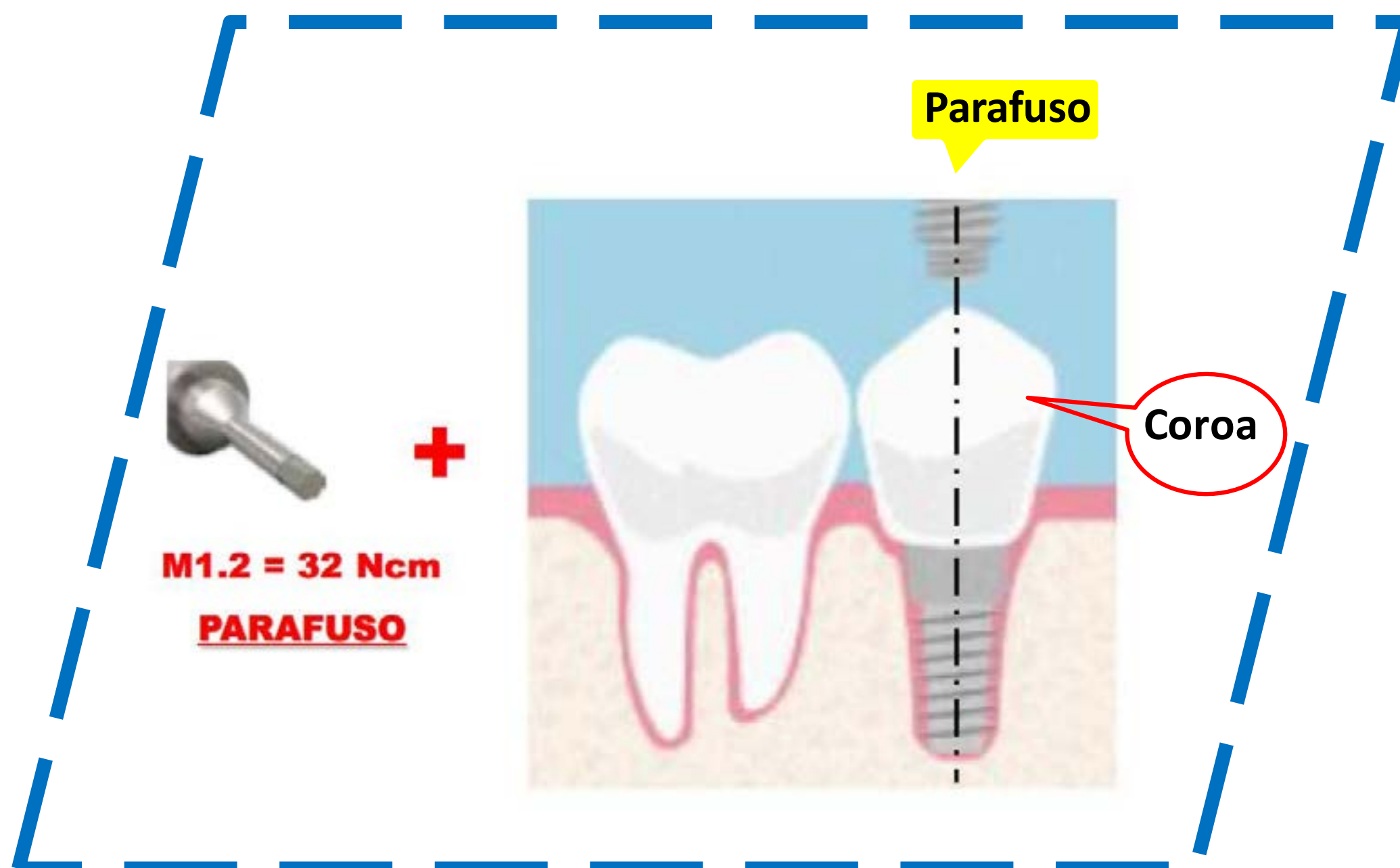


Figura 15.- Implante Dentário completo: Implante (“bucha”) + Pilar Protético + Coroa + Parafuso M1,2, cujo Torque de Aperto é da ordem de 32 Ncm.

A estratégia de aperto é por Torque Seco, cujo Torque Alvo será de 32 Ncm. A Figura 16 mostra esta estratégia, à semelhança como já fora mostrado na Figura 7

## Estratégia de Aperto

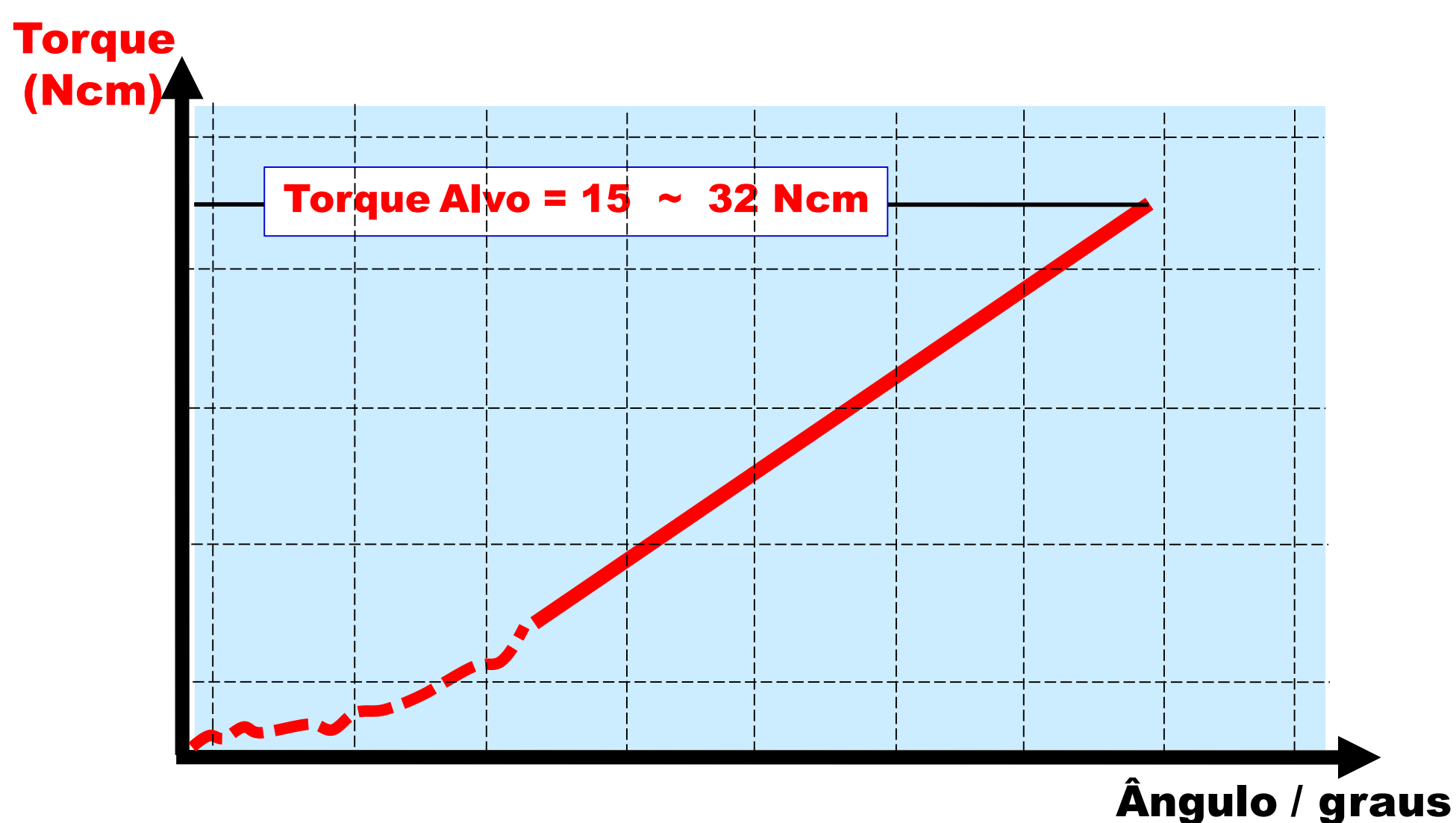


Figura 16.- Representação da estratégia de aperto, por Torque Seco, aplicação Odontológica

Nas Figuras 17 A e 17 B temos fotos do “instrumento de aperto”, ou seja, a “apertadeira” utilizada no segmento Odontológico, cujo nome é torquimetro. A Figura 17 A mostra uma “apertadeira”, cujo custo é da ordem de US\$200,00. Já na Figura 17 B, em “zoom”, o detalhe do “transdutor de Torque” e a sua “extrema” precisão.





Figura 17 A.- Foto da Apertadeira



Figura 17 B.- Detalhe do "transdutor de Torque", onde o profissional da área de Odontologia busca 32 Ncm, pois o exemplo se refere a um Parafuso M1,2.

Convém citar que todos os materiais utilizados num implante dentário devem ser compatíveis com os líquidos linfáticos de um organismo vivo, logo há muita Ciência dos Materiais bem como uma Bioengenharia de última geração neste desenvolvimento e procedimento.

O material mais comumente utilizado é uma liga de Ti – Al – V (Titânio, Alumínio e Vanádio) <sup>[Ref. 24]</sup>, não tóxico, compatível com os tecidos ósseos e deve resistir à elevadas forças mecânicas tais como: compressão, tração, torção, bem como resistência à corrosão e ao desgaste.

Uma nova geração de Materiais está em desenvolvimento, como por exemplo os implantes de Zircônia (Dióxido de Zircônio) <sup>[Ref. 25]</sup>, material cerâmico, bio-compatível e muito duro.

Quanto ao Aperto, há um bom caminho para progredir, utilizando técnicas já consagradas em outras aplicações críticas.

Como a possibilidade de relaxamento desta junta é enorme, o "implantado" passa agora a ter necessidades de revisões periódicas, onde o Parafuso será reapertado, se necessário for.

Toda a Ciências dos Materiais aplicada no Implante Dentário, a Bioengenharia visando uma integração e uma interação perene de um corpo estranho em um organismo vivo, fica pendente de um processo de aperto mínimamente confiável. **Quanto menosprezo.**

## "RECALLS"

Da mesma forma que dois pontos definem uma reta e três pontos um plano, a sustentabilidade de um Produto se apoia em três pilares pétreos, a saber: Projeto, Processo e Qualidade.

Qualquer não conformidade em um destes pilares já se avistará "nuvens negras no horizonte". Dá para imaginar quão torrencial será a "chuva" pela combinação de duas não conformidades e o verdadeiro "tsunâmi" se os três pilares pétreos estiverem comprometidos.

Selecionei três arquétipos de "recall", entre inúmeros. Para maiores detalhes visite o "site" do Ministerio da Justica que aborda os "recalls".

<https://www.justica.gov.br/seus-direitos/consumidor/saude-e-seguranca/recall>

O primeiro, bem antigo, de 2003, é mostrado na Figura 18



## COMUNICADO

A GENERAL MOTORS DO BRASIL LTDA. está convocando alguns proprietários de veículos BLAZER / PICKUP S10, modelo 2003, com número de chassis dentre os abaixo identificados, a comparecer para que seja feita a verificação e eventual substituição das rodas e das porcas de fixação.

**Isto se faz necessário por ter sido constatada a possibilidade de ocorrência de uma não conformidade no processo de fabricação das rodas realizado pelo fornecedor, que pode causar perda do torque de fixação e conseqüente **desprendimento da roda.****

Para seu conforto, verifique se o seu veículo está entre os envolvidos nesta campanha, através do Centro de Atendimento ao Cliente Chevrolet (0800 702-4200) ou pela Internet ([www.chevrolet.com.br](http://www.chevrolet.com.br)).

Modelo fabricação	Número de Chassis	Ano de
Blazer e S10	03C410348 à 03C413450	20/01/2003 à 31/01/2003

Este serviço é gratuito, devendo ser agendado a partir de 07 de maio de 2003 na concessionária GM mais próxima.

Figura 18 - "Recall" GMB - Perda de torque & desprendimento da roda

O segundo, mais recente (2019), é apresentado na Figura 18.

## VOLKASWAGEM DO BRASIL

**Título:** PASSAT

**Data Início:** 22/04/2019

**Descrição:** Veículos Passat, fabricados entre 2016 e 2017, em razão da possibilidade de falha na fixação do painel frontal do teto solar podendo causar sua soltura, com risco de acidentes com danos físicos e materiais a terceiros

**Medida de Correção:** Substituição gratuita do painel frontal do teto solar

**Relato de acidentes:** **NÃO**

Figura 18 - "Recall" VWB - Falha na fixação do teto solar - Passat

O último exemplo, que não é propriamente um "recall"



Não há registros no Ministério da Justiça, porém o Comunicado teve sua origem na **ASCOM** - Assessoria de Comunicação / **ANVISA** - Agência Nacional de Vigilância Sanitária, na data de 06/06/2017:

## **"A 'Operação Fake' já apreendeu cerca de 75 mil implantes falsificados, em São Paulo.**

Esta operação teve início a partir de denúncias da **ABIMO** - Associação Brasileira da Indústria de Artigos e Equipamentos Médicos e Odontológicos, que citava um "surto" de **Parafusos espanados** dentro de implantes dentários.

### **CONCLUSÃO**

Os elementos de fixação realmente fazem parte do nosso cotidiano. Espero ter contribuído no sentido de explanar que, apesar de tais elementos não possuírem valor agregado com relação ao seu custo, tem muita Ciência envolvida, tanto no seu Projeto, no Processo de Fabricação, bem como nos Processos de Aperto e na sua responsabilidade funcional. Quando "**não funcionam**", o seu custo realmente é elevado, assim sendo, devemos também ter visão "**High Tech**" com os meros Parafusos, Porcas, Prisoneiros, Rebites, etc etc.

### **AGRADECIMENTOS**

O material aqui apresentado é fruto de inúmeros colaboradores que se dispuseram a me auxiliar nesta "missão". São muitos e eles sabem da minha gratidão pela disponibilidade, dedicação e empenho, aos quais agradeço imensamente, generalizando num plural majestático.

Porém não posso deixar de salientar a intensa formação recebida do Sr. Rubens Cioto, que com os seus ensinamentos me fez ver os elementos de fixação sob uma outra ótica, como fonte de Força e da Ciência dos Materiais aplicada a eles (sic).

E quando me atrevi a "nadar nas águas profundas da Odontologia", abordando os Implantes, este "mergulho" só foi possível com o apoio da Dra. Thais Suzigan Dagnoni, a quem agradeço intensamente a sua disponibilidade em discutir os aspectos relevantes, bem como pela revisão efetuada, para que os termos aqui citados sejam os mais adequados e propícios para o bom entendimento de tão importante conteúdo.

### **REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

- 1.- GARCIA, R., Curso "Conceitos Gerais sobre Torque, Processos de Aperto e Metodologia para Controle do Torque", SAE BRASIL, [www.portal.saebrasil.org.br](http://www.portal.saebrasil.org.br)
- 2.- ISO 898 - 1 Mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel - Part 1:- Bolts, Screws and Studs with specified property class
- 3.- GARCIA, R., Fastener Fair Brasil, Center Norte, 11 - 13 Novembro 2014. "A que se propõem os elementos de fixação e como utilizá-los num moderno Parque Industrial"; publicado nas edições N#’s 65, 66 e 67, da Revista do Parafuso, Ago/Set 2017; Out/Nov 2-17 e Dez 2017/Jan 2018.
- 4.- Norma VDI 2230 – Systematic calculation of high duty bolted joints , pg 75, eq. 5.5/7, 2003.
- 5.- CIOTO, R., Comportamento das Juntas Rigidamente Fixadas por Parafusos, publicação da METALAC, Sorocaba – SP, Parte II, Aperto de Juntas Aparafusadas, pg. 4 , eq. 86.
- 6.- BARBOZA, J., GARCIA, R., CIOTO, R., COLLARES, A. R., Fastener True Elongation Threshold as a Function of Thread Length and Tensile Strength, SAE TECHNICAL PAPER SERIES, 2001 – 01- 3826 E, Eq.1, 2001.



- 7.- GÖRAN, R. T., Controlled Tightening Over the Yield Point of a Screw: Base on Taylor's Series Expansions, Journal of Pressure Vessel Technology, v.. 125, p. 462, 2003
- 8.- GARCIA, R., BARROZO, S., WITZLER, M. J., CRUZ, D. F. A., Modelo de Richatds aplicado a Parafusos de Alta Resistência Mecânica [ Using the (Math) Richards Moel in High Sress Bolts ], SAE TECHNICAL PAPER SERIES, 2013 – 36- 0266 P, Eq.3, 2001.
- 9.- GARCIA, R., BARROZO, S., WITZLER, M. J., CRUZ, D. F. A., Modelo de Richatds aplicado a Parafusos de Alta Resistência Mecânica [ Using the (Math) Richards Moel in High Sress Bolts ], SAE TECHNICAL PAPER SERIES, 2013 – 36- 0266 P, Eq.4, 2001.
- 10.- General Motors Technical Bulletin N# 002/1999 – Friction Coefficients Considerations, pg. 1, eq. 1, 1999.
- 11.- Norma VDI 2230 – Systematic calculation of high duty bolted joints , pg 67, eq. 5.4/20, 2003.
- 12.- Norma DIN 946 (1991) — “Determination of coefficient of friction of bolt/nut assemblies under specified conditions”
- 13.- ISO Norma "ISO 16047 2005(E) - Fasteners / Clamp Force Testing",.
- 14.- GME 00255 (former OPEL 4255) - Zinc Phosphate with Metal Pigments and/or Organic Coating
- 15.- GMW 3044 - Zinc Plating
- 16.- GMW 3359 - Non-Electrolytically Aplied Zinc-Rich Coating
- 17.- Informação pessoal (“private communication”) do Sr. Eduardo Sakalauskas
- 18.- Informação pessoal (“private communication”) do Sr. Ronaldo Diotto
- 19.- Informação pessoal (“private communication”) do Dr. Gustavo Endrigo
- 20.- SILVA, A. O.. Protocolo de Modelagem Tridimensional do Primeiro Prémolar Superior para o Método os Elementos Finitos e Análise das Concentrações de Tensões na Região Cervical do Esmalte.. Tese apresentada ao Programa de PósGraduação em Ciências Odontológicas - Área de Dentística Restauradora, da Faculdade de Odontologia de Araraquara, - Universidade Estadual Paulista “Julio de Mesquita Filho”, para obtenção do título de Doutor em Dentística Restauradora.
- 21.- Informação pessoal (“private communication”) da Dra. Thais Suzigan *Dagnoni*
- 22.- [www.hs-menezes.com.br/links\\_3.html](http://www.hs-menezes.com.br/links_3.html) [Dr. Hélión P. S. Menezes ]
- 23.- FRANCO, E. J, PINZAN A, JANSON G, HENRIQUES, J. F. C, PINZAN-VERCELINO, C. R. M. Estudo cefalométrico do posicionamento dentário em jovens brasileiros feodermas com “oclusão normal”. Dental Press J Orthod. 2011 Nov-Dec;16(6):41-51.
- 24.- MURR, L.E., QUINONES, S. A., GAYTAN, S. M., LOPEZ, M. I., RODELA, A., MARTINEZ, E. Y., HERNANDEZ, D. H., MARTINEZ, E., MEDINA, F., WICKER, R. B. . Microstructure and mechanical behavior of Ti–6Al–4V produced by rapid-layer manufacturing, for biomedical applications, Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, Volume 2, Issue 1, January 2009, Pages 20-32
- 25.- [www.straumann.com](http://www.straumann.com)



# Novel Approaches in Cold Forging of Lightweight Components for Future Mobility Concepts

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. **Mathias Liewald** MBA;  
Dr.-Ing. Alexander Felde;  
Alexander Weiss M.Sc.;  
Karl Groetzinger M.Sc.  
Institute for Metal Forming Technology (IFU)  
University of Stuttgart, Germany

## Abstract

Novel mobility concepts pose serious challenges owing to design and manufacturing of lightweight components for future car making. Certain characteristics of electric vehicles such as the appreciable difference in weight distribution have a distinct impact upon powertrain part design. It is beyond contention that conventional material and manufacturing concepts cannot meet these requirements without any technological changes and thus ought to be considered thoroughly. Since cold forging plays an important role in manufacturing of conventional internal combustion engine parts, it is reasonable to adapt such kind of processes for future powertrain applications. Bulk forming processes deliver highly sophisticated products that achieve their intended purpose and yet lead to cost savings compared to other manufacturing processes. To pursue the long and established history of cold forging, further process development is necessary. In the present paper, the benefits of hollow structures produced by cold forging are examined facing the applicability for powertrain systems under practical terms. Thus, established as well as completely novel cold forging processes are presented.

Key words: Cold forging, Lightweight design, Material efficiency, Future mobility concepts

## 1. Introduction

Since air pollution in urban areas became the greatest limitation of conventional combustion engines, e-mobility gains undoubtedly more and more importance. Car manufacturers around the globe are facing this trend and thus introduced numerous entirely electric or hybrid vehicle powertrain concepts. A question posed in this context is whether current component design and process technology can satisfy the requirements of those novel concepts. In fact, there is a remarkable difference in weight distribution between electric and combustion engine driven vehicles. One such aspect is the huge share of battery weight towards the overall vehicle weight. Hence, there is a need for further weight reduction in powertrain components. Besides the optimal material being used for specific purposes, structural lightweight design for novel vehicle concepts ought to be taken into account. The stiffness decrease of hollow structures compared to solid structures is compensated by geometrical changes. The adaption of section moduli in different regions of hollow structures is an effective means for weight reduction. In the present paper, potentials of lightweight design along with entirely new cold forging processes are presented.

## 2. Novel mobility concepts, potentials for lightweight components and current forming technologies

Novel concepts consist of hybrid as well as battery electric vehicles. Hybrid drive train systems are classified as mild hybrid, full hybrid and plug-in hybrid whereby the degree of hybridisation increases towards plug-in hybrids. In each case, there is still a conventional combustion engine



facilitating long driving distances. Plug-in hybrids with range extender use the combustion engine to charge the battery and thus increase the range [1]. The tremendous torque and rotational speed range of electric motors make the use of a single speed transmission reasonable. For most urban applications, the characteristics of such a system are sufficient regarding velocity and torque range, see Fig. 1 (a). However, by using a two-speed transmission, the area with high motor efficiency as well as the velocity and torque range can be enlarged as shown in Fig. 1 (b). Thus, the use of two-speed transmission is reasonable for long distance applications [2, 3].

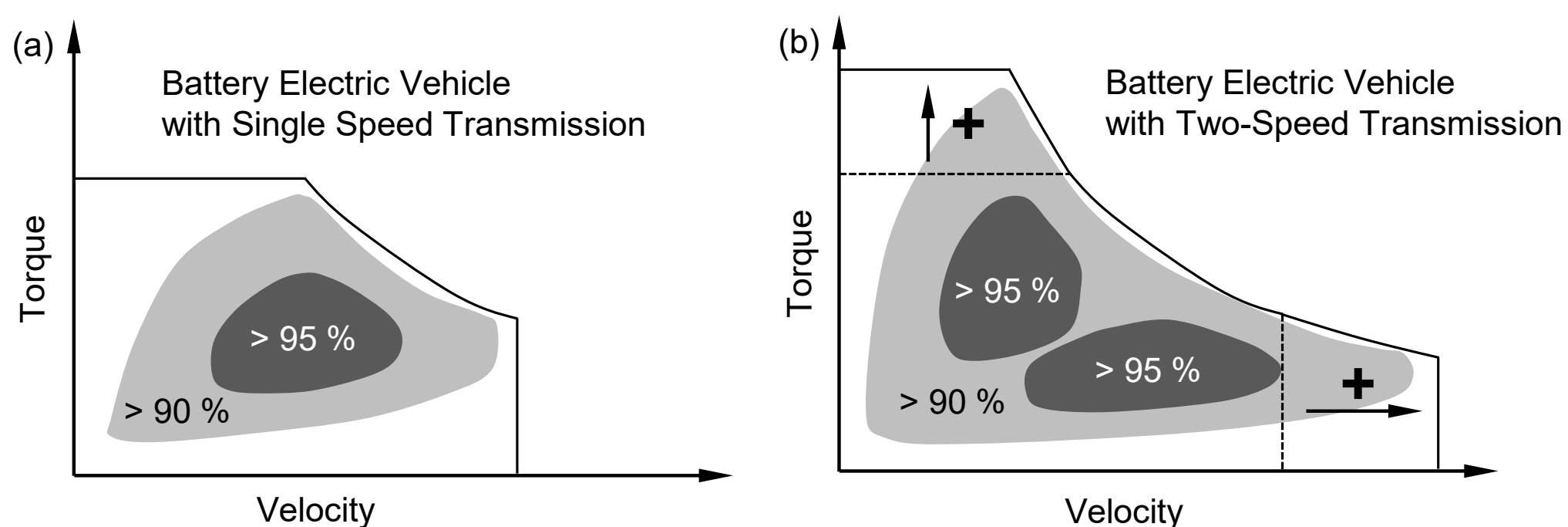


Fig. 1: Electric drive system with a single speed transmission (a) and a two-speed transmission (b) [2, 3]

The worldwide number of battery electric vehicles will reach a 20 % share of the combustion engine driven cars by 2030 [4]. From a metal forming point of view, the decreasing number of forged parts in electric drive systems has distinct impact upon future business development. However, forecasts predict an increasing overall added value until 2030 due to the number of electric drive components, as shown in Fig. 2 (a).

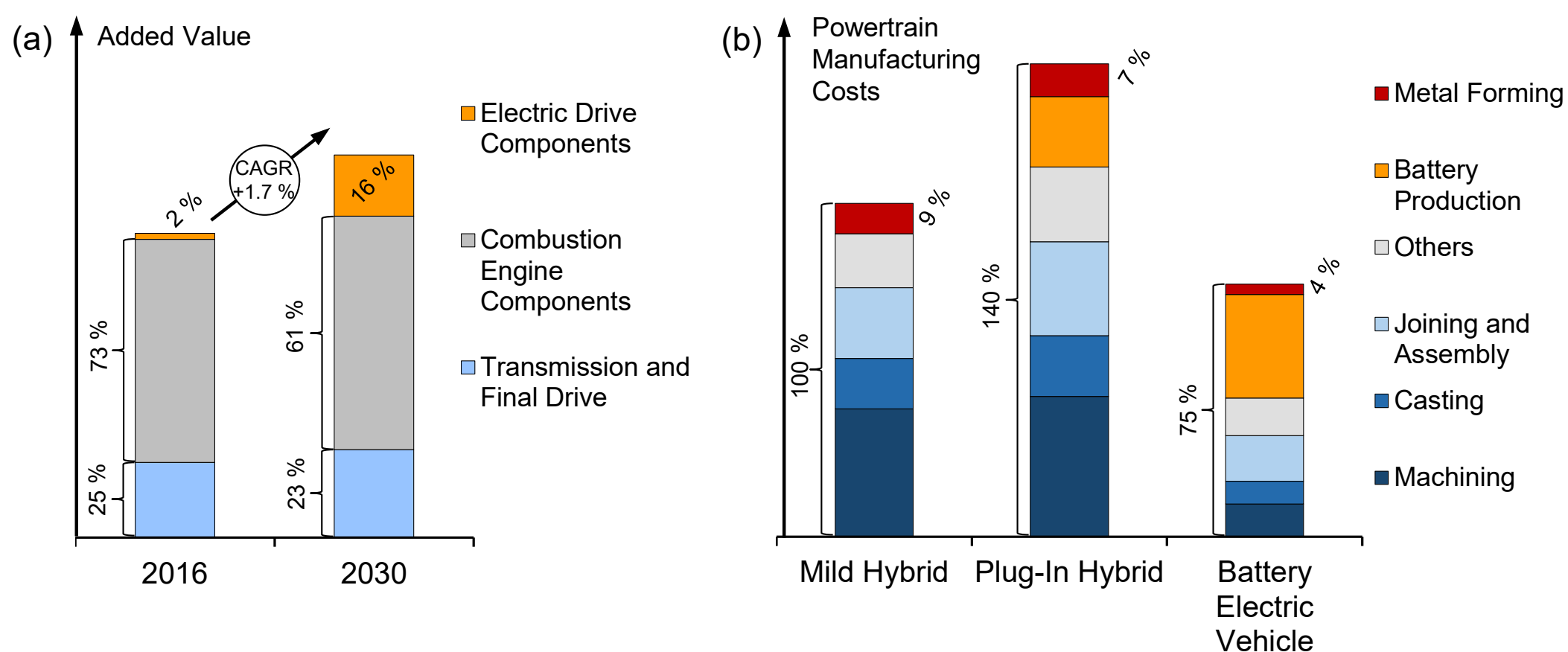


Fig. 2: Added value change for different components in car making (a) and share of process costs for hybrid powertrains compared to battery electric vehicles in 2030 (b) [4]

Reason for the increasing added value also in metal forming is founded on the share of hybrid vehicles requiring highly sophisticated drive systems including a combustion engine as well as an electric motor. Fig. 2 (b) shows the process costs for different hybridisation concepts. As the degree of hybridisation rises, the share of metal forming process costs diminishes and reaches its minimum for battery electric vehicles. A need for further process investigations and



their importance to make future drive systems more efficient are the main findings arising from this study [4].

Hollow structures underpin the main idea of structural lightweight design by removing material having a small benefit upon stiffness. Whenever a shaft has to withstand tensile, compression or shear stresses, the effective cross section is the decisive aspect. On the other hand, for torsional and bending stresses, a linear stress distribution profile occurs. For such load cases, material fractures in the shaft centre are facing little stress and consequently have a low impact upon stiffness. The main influencing factor upon section modulus is the distance of the outer surface to the centre. This is the reason for the high resistance of thin-walled profiles with a large outside diameter towards torsion and bending. A hollow shaft can have equal section moduli as a solid shaft by slightly increasing the outside diameter. Taking the same section modulus of a solid and hollow shaft as a basis, Fig. 3 shows the diameter ratios of a hollow shaft in dependence of the weight saving towards the solid shaft. As an example, a 30 % weight reduction compared to a solid shaft with 40 mm outside diameter is obtained by using a hollow shaft with 41.9 mm outside diameter and 25.2 mm inside diameter (see red dashed line in Fig. 3). Hence, it is reasonable to pursue hollow structures and efficient metal forming processes for such [5].

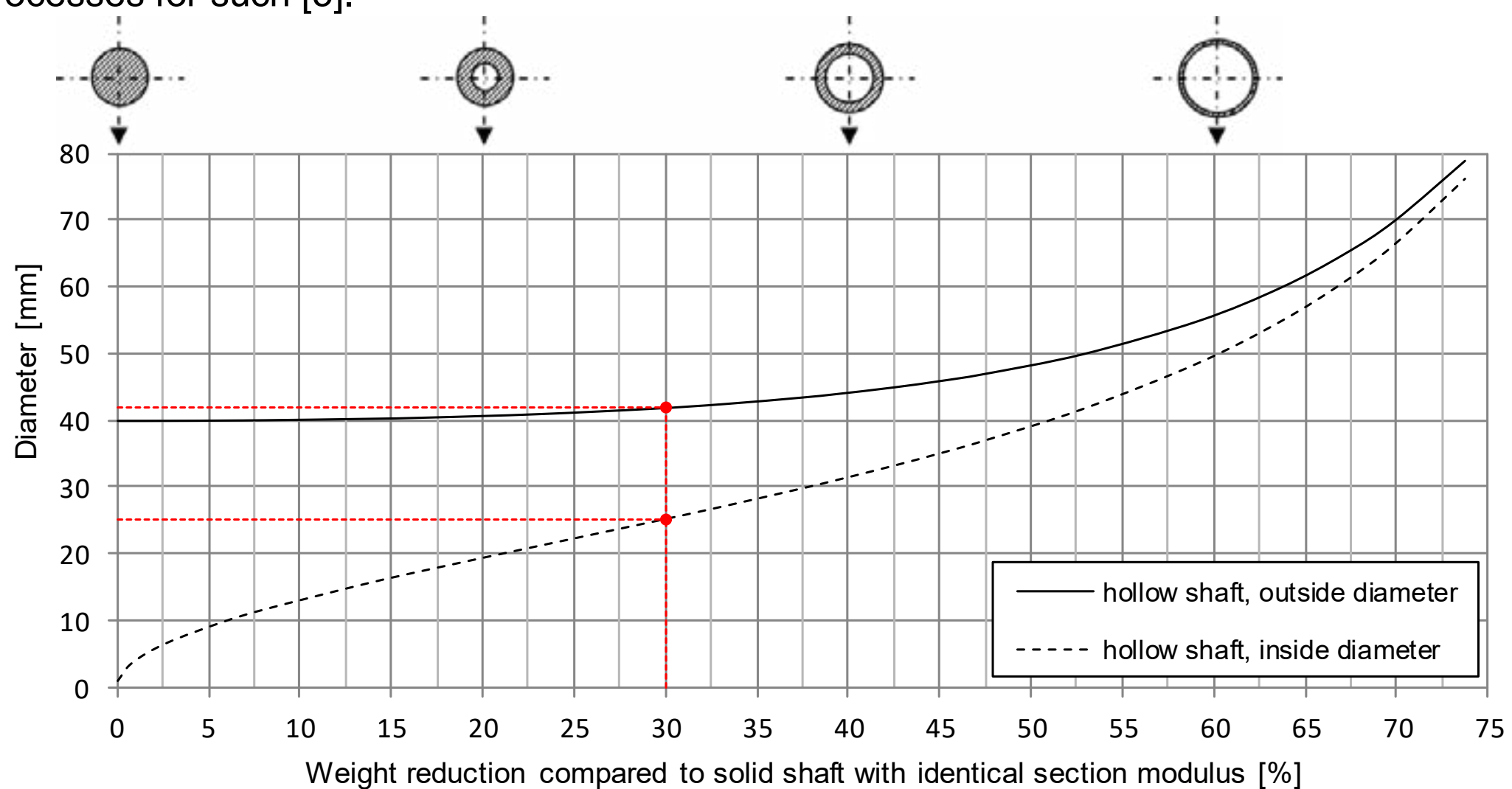


Fig. 3: Weight saving of a hollow shaft vs. a solid shaft with equal section modulus [5]

In terms of the nationwide German research cooperation “Lightweight Forging”, a new technology for cold forging of complex internal geometries was developed at the Institute for Metal Forming Technology in Stuttgart. The project focused weight reduction without any loss in stiffness compared to conventional products having a cylindrical internal surface. It could be found that a helical internal geometry meets the requirements regarding stiffness, weight reduction and process feasibility. Fig. 4 (a) depicts the technology consisting of a mandrel with a helical spline geometry and a conical drawing die. As the drawing die moves downwards, the conical shape initiates material flow leading to a filling of the helical mandrel cavities. Major challenge is the ejection process as the mandrel has to withstand huge axial stresses due to its helical geometry. An optimal angle could be found, allowing the ejection process on the one hand and enabling a high structural stiffness of the hollow component on the other hand. The final product provides the same stiffness and in addition weight savings of up to 8 % compared to the conventional piston pin [6].



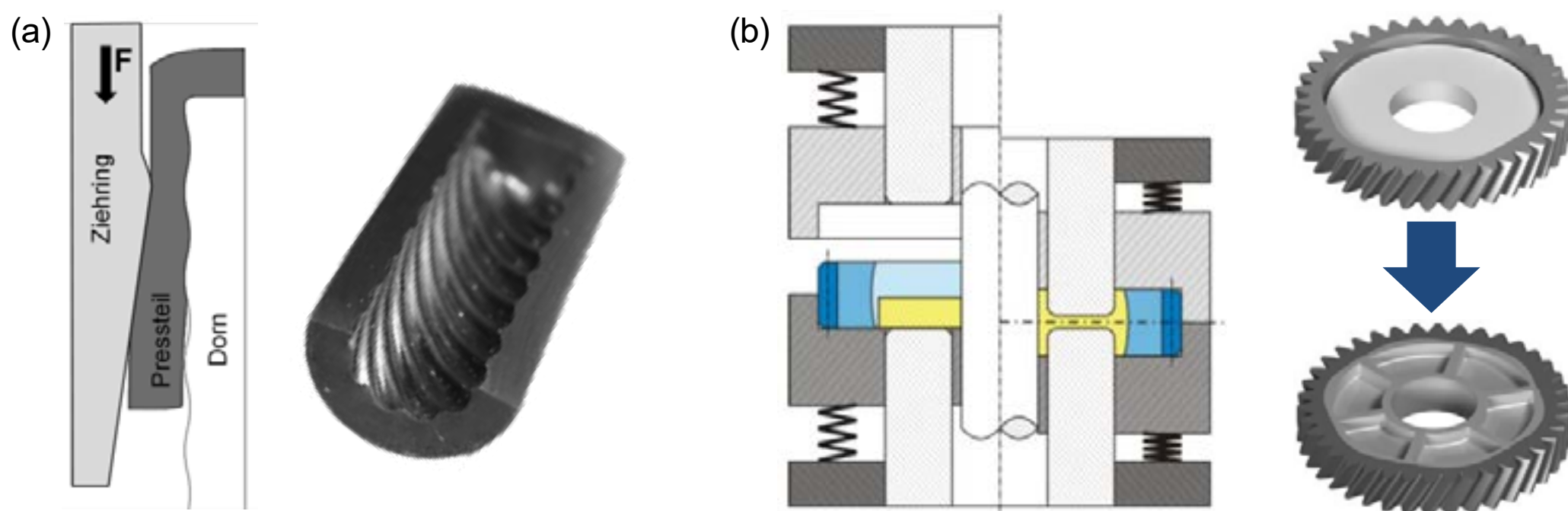


Fig. 4: Cold forging of complex internal geometries for piston pins (a) and joining by forming of multicomponent gearwheels (b) [6, 7]

Further investigations within the same collaborative project focused novel approaches for lightweight forged multi-material gears. A finished gear ring with a special form-fit internal shape is joined with a shaft by means of lateral extrusion of an intermediate flat ring as shown in Fig. 4 (b). Experimental investigations with different lubricants, gearwheel body materials and inner profiles of the gear ring were conducted. Static tests with the forged gearwheel revealed an optimal combination of lubricants, materials and geometries that are capable to transfer the required torque [7, 8].

### 3. Novel metal forming approaches for lightweight components

Current investigations at the Institute for Metal Forming Technology focus on novel metal forming approaches for lightweight components. One such process to produce hollow parts efficiently consists of backward cup extrusion and shearing on a horizontal forging press (see Fig. 5). In a first step, the bar (5) is clamped by a special device (4) to prevent axial displacement during backward cup extrusion, as shown in Fig. 5 (a). Subsequently, the punch is reversed and the shearing process is examined by a radial force induced by a secondary ram (6) upon the sliding part of the forming die (3) (see Fig. 5 (b)). Once the shearing process is finished, the spring-loaded sliding die is re-centered and the sheared part is ejected by feeding the remaining bar (see Fig. 5 (c)). The advantage of such a process is the high material utilisation and efficiency. However, the main challenges considering this process are tool design, radial load application as well as a proper clamping device. Furthermore, the shear deformation and its impact upon concentricity errors have to be investigated thoroughly [5].

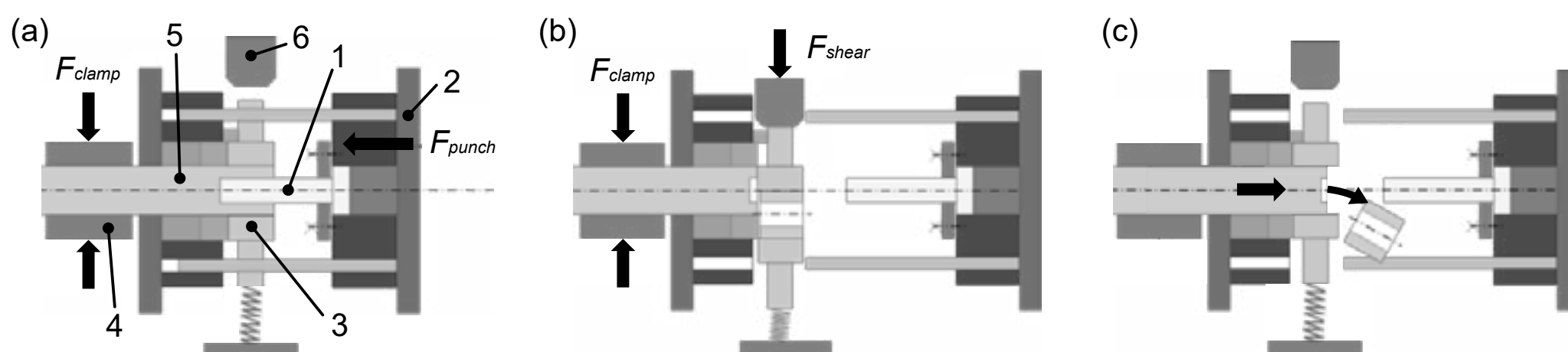


Fig. 5: Process sequence of backward cup extrusion with subsequent shearing [5]

The following cold forging technology is based on the Samanta process in which billets are inserted one by one in order to press the previous billets entirely through the die [9]. Main objective of this new so-called GMF-Samanta process (Guided Material Flow) is a significant reduction in forming load and tool stress compared to conventional Samanta processes. Basis is a special die design, depicted in Fig. 6 (a) - (c). The design provides two different die angles and various cross section profiles having a distinct impact upon metal flow. Thus, preforming



takes place between profile 1 and 4 whereas complete workpiece-die contact is prevented because of the special die design. Once the preforming operation is finished, the workpiece approaches the final shape (profile 5) and all surface nodes are in contact with the die. Fig. 6 (d) shows the workpiece with highlighted contact nodes. Due to reduced die contact and thus reduced friction forces, the forming load is significantly reduced [10].

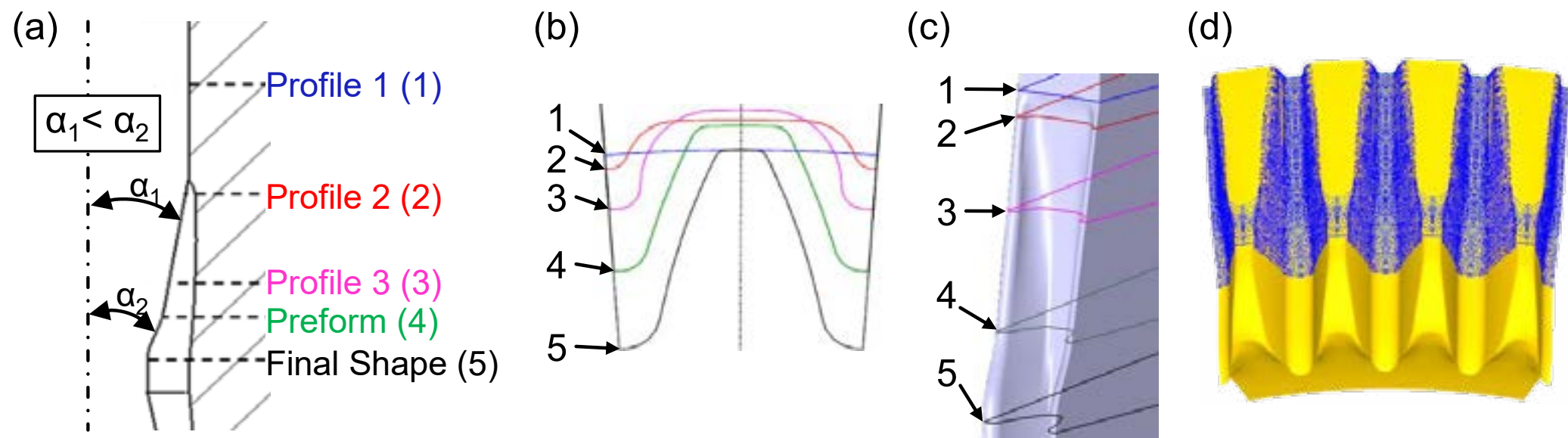


Fig. 6: GMF-Samanta process for cold forging of spline gears [10]

In terms of lightweight design, bespoke components for certain load scenarios play an essential role. However, metal forming of such components poses serious challenges. Fig. 7 (a) illustrates the general tooling concept of a novel cold forging process for hollow shafts with variable wall thickness. The tool concept is founded on a conventional hollow-extrusion process including a hollow punch (1), a mandrel (2) and a die (4). Unlike conventional hollow-extrusion processes, the mandrel features at least two sections with different diameters and its axial position is controlled during the forming process. Fig. 7 (b-i) shows the forming sequence of the novel cold forging technology. The hollow punch feeds the workpiece (3) continuously through the die whereby the mandrel position varies during the process.

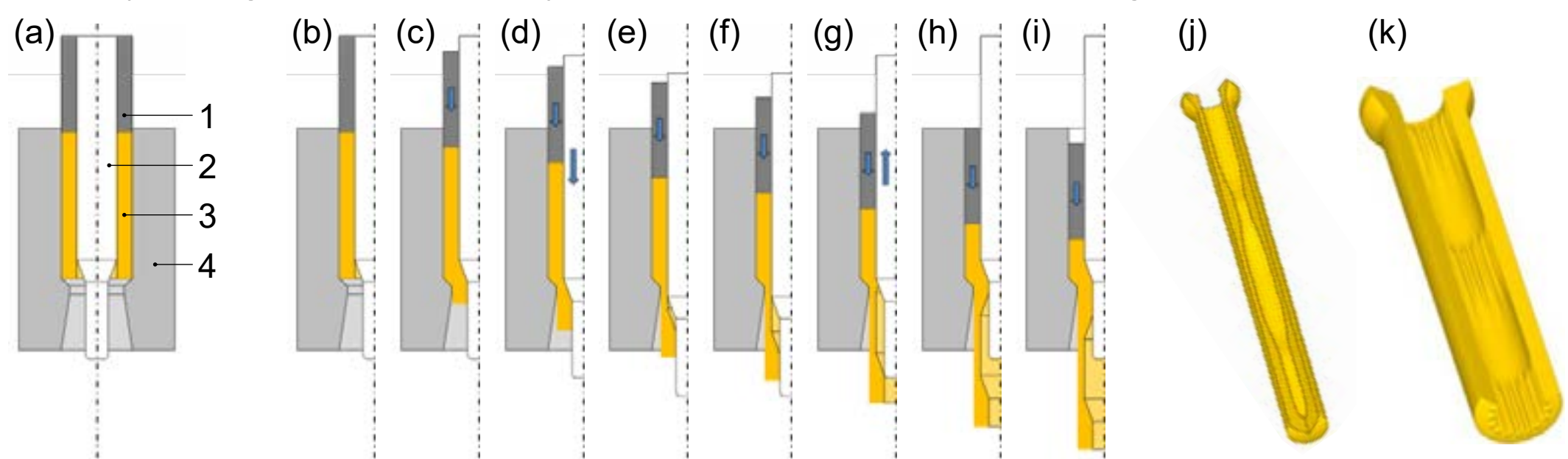


Fig. 7: Hollow-extrusion with controllable mandrel for manufacturing of hollow shafts with variable wall thickness [11]

In a first step, thick walls are generated by positioning the small mandrel diameter within the deformation zone. As the mandrel moves downwards, its larger diameter approaches and thus leads to a smaller wall thickness of the workpiece. By retracting the mandrel to its initial position, the same wall thickness as before is maintained. Since the mandrel movement is separately controllable, it can be repositioned several times during a single stroke. That way, undercuts and several tapered cross sections along the shaft length are possible to be manufactured. As an example, Fig. 7 (j) shows a part with an internal undercut, starting from backward cup extruded billet. Further weight reduction and adapted section moduli for certain load scenarios are the main advantages of the proposed technology. In addition, tailored shafts with internal spline sections can be formed with a single stroke by means of a spline shaped mandrel (see Fig. 7 (k)) [5, 11].



In terms of novel processes for lightweight components in future mobility concepts, a basic feasibility study was examined considering hybrid polymer-metal forming processes. The technology as shown in Fig. 8 is a one-step process where a thin-walled metal shell is formed to a spline gear shape by means of internal pressurisation. A polymer core transfers the pressure initiated by the top punch. The tooling concept is based on a closing device where the load  $F_{sv}$  leads to a specific contact pressure between top and bottom die prior to process start (see Fig. 8 (a)). As the ram moves downwards, the top punch interferes with the preheated polymer core and thus pressurises the workpiece. Both top die and bottom die move downwards synchronously due to the spring-loaded positioning (see Fig. 8 (b)). A general proof of feasibility could be examined with a simplified simulation model with internal pressure definition. The use of a preformed metal shell prevented failure initiation because of reduced plastic strains during forming. As a result, a multi-material spline gear with entirely different static and dynamic characteristics is formed by means of a one-step process. The application of any such hybrid components for drivetrain systems yet has to be proved intensely.

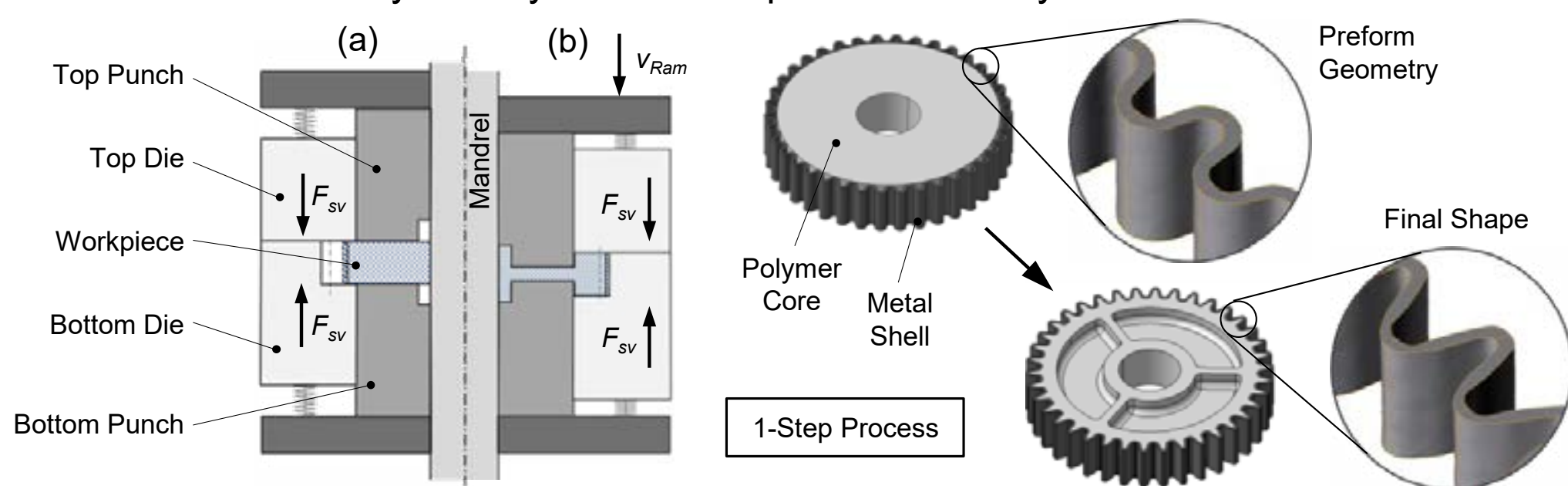


Fig. 8: Multi-material hybrid forming of spline gears

#### 4. Conclusion and Outlook

Current major changes in car making such as novel mobility concepts require lightweight components providing high strength and stiffness as well as suitable manufacturing processes for such. Today's metal forming processes satisfy those requirements only to a certain extent. As shown, metal forming has a central meaning for future car manufacturing processes for both hybrid and battery electric vehicles. The working hypothesis arising from this finding is to consider new processes delivering advanced lightweight components as shown in this publication. As cold forging processes achieve their intended purpose for mass production and yet lead to precision forgings with highly sophisticated features, they will be able to face future car making challenges. However, there are specific uncertainties within these novel technologies regarding process design and control. Therefore, further thorough investigations are necessary to make these new technologies more applicable for industrial purposes.

#### References

- [1] Hofmann, P.: Hybridfahrzeuge - Ein alternatives Antriebssystem für die Zukunft. Springer Vienna, 2014, ISBN 978-3-7091-1779-8.
- [2] Reichert, U.; Epskamp, T.; Radimersky, A.; Ott, S.: Development of a three-speed electric drivetrain - High Speed Electric Drive with a Three-Speed Gearbox, CTIMAG, vol. 12, 2016.
- [3] Gwinner, P.; Stahl, K.; Rupp, S.; Strube, A.: Innovative High-speed Powertrain Concept for Highly Efficient Electric Vehicles, ATZ Worldw., vol. 119, no. 3, pp. 66–71, Feb. 2017.
- [4] FEV Consulting GmbH: Study 'Antrieb im Wandel'. VDMA, 2018.



- [5] Liewald, M.; Felde, A.; Weiss, Al.; Deliktas, T.: Hollow shafts in lightweight design - state of the art and perspectives, 34. Jahrestreffen der Kaltmassivumformer, VDI, 2019.
- [6] Missal, N.; Liewald, M.; Felde, A.; Schwertel, S.: Production of Piston Pin Having a New Helical Inner Profile by Cold Metal Forming, 8th Congr. Ger. Acad. Assoc. Prod. Technol., 2018.
- [7] Meissner, R.; Liewald, M.: Numerical investigations of multicomponent process lightweight design for joining gearwheels by lateral extrusion, in *NUMIFORM 2016: The 12th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes*, 2016.
- [8] Meissner, R.; Liewald, M.; Weiss, An.; Deliktas, T.: Novel Approach in Cold Forging for Efficient Manufacturing of Shaft-Hub-Assemblies, in *ESAFORM 2019: 22th International Conference on Material Forming*, 2019.
- [9] Samanta, S. K.: Verfahren und Einrichtung zum Herstellen von Zahnrädern, DE2533670A1, 1974.
- [10] Deliktas, T.; Weiss, An.; Liewald, M.: Innovative cold forging methods for manufacturing various types of gearing by means of preforming, in *NEMU 2019: New Developments in Forging Technology*, 2019.
- [11] Weiss, Al.; Liewald, M.: Numerical investigation of a cold forging process for manufacturing hollow shafts with variable wall thickness, in *NUMIFORM 2019: The 13th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes*, 2019.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## EFEITO DO FORJAMENTO A MORNHO NA MICROESTRUTURA DE UM AÇO MARAGING 18NI C300

Nathália Cândido Figueiredo <sup>(1)</sup>  
Carlos Augusto Silva de Oliveira <sup>(2)</sup>  
Hamilton Ferreira Gomes de Abreu <sup>(3)</sup>

### ABSTRACT

Neste trabalho foi estudado o efeito do forjamento a morno em um aço maraging 18Ni C300. Previamente foi realizada a solubilização dos corpos de prova em duas temperaturas. As amostras foram analisadas através de microscopia óptica e eletrônica de varredura. Após solubilização, foi feito ensaio de tração na mesma temperatura de forjamento. A distribuição da deformação em distintas regiões da amostra foi estudada utilizando difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Através desta técnica foram também analisadas as características de contorno de grão e tamanho de grão. Foi observado o efeito Portevin Le Chatelier no ensaio de tração. No forjamento foi observada a presença de trincas localizadas na região de deformação concentrada. Com relação a distribuição da deformação, os níveis mais baixos de deformação foram observados perto da superfície em contato com a matriz de forjamento, contendo a menor quantidade de emaranhado de discordâncias, que aumentou gradualmente em direção ao centro da amostra

**Key words** — Forjamento a morno, Efeito Portevin Le Chatelier, EBSD, Desorientação Média de Kernel.

### 1. INTRODUÇÃO

Os aços maraging exibem uma estrutura martensítica após tratamento térmico de solubilização em qualquer taxa de resfriamento devido ao alto teor de níquel e de elementos de liga. Devido ao baixo teor de carbono a martensita tem estrutura cúbica de corpo centrado. Estes aços são usados principalmente em componentes aeroespaciais, militares e em ferramentas, o que requer uma excelente combinação de propriedades mecânicas, tenacidade e boa resistência à corrosão [1–3].

O forjamento é uma das técnicas comuns de fabricação e conformação de aços de alta resistência, incluindo aços Maraging 18Ni. O processo de forjamento é caracterizado pela formação de microestruturas heterogêneas ao longo da superfície de contato do material forjado, como por exemplo, a zona morta na superfície superior e inferior da amostra e as bandas de cisalhamento geradas devido

<sup>(1)</sup> M.Sc, Universidade Federal de Santa Catarina, [nathalia.figueiredo@posgrad.ufsc.br](mailto:nathalia.figueiredo@posgrad.ufsc.br).

<sup>(2)</sup> Prof. D.Sc., Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil.

<sup>(3)</sup> Prof. D.Sc., Universidade Federal do Ceará, Brasil.



ao atrito na interface entre a amostra e a matriz de forja. O atrito impede a expansão radial em contato com a matriz [4,5]. Isto é resultado da distribuição heterogênea de tensões e deformações durante o processo a diferentes distâncias da superfície forjada. Além disso, o processo de forjamento em aços Maraging 18 Ni produz o refino da microestrutura da martensita, particularmente quando a transformação de fase de austenita em martensita ocorre a partir de uma austenita deformada.

Uma aceleração da cinética de precipitação e formação da austenita reversa também são induzidas na martensita durante o processo de forjamento de aços maraging [6]. Sabe-se que as mudanças na microestrutura, tais como o tamanho de grão da austenita prévia e a formação de precipitados, influenciam as propriedades mecânicas dos aços maraging [2,7,8]. Hou et al. [9] estudaram o efeito do tratamento térmico de solubilização na formação posterior da austenita reversa, tamanho de grão da austenita prévia e seus efeitos no comportamento mecânico e tenacidade à fratura. Eles mostraram que ocorreu um grande crescimento no tamanho de grão austenítico durante a solubilização acima de 950 °C, isto acompanhado de uma queda na resistência mecânica e na tenacidade. Li et al. [10] relataram que os precipitados Ni<sub>3</sub>(Ti,Mo) e a austenita reversa são os fatores críticos que influenciam a resistência e tenacidade. O precipitado Ni<sub>3</sub>(Ti,Mo) no metal de solda melhora a resistência das juntas soldadas à medida que sua fração volumétrica aumenta.

Neste trabalho foi estudado o efeito do forjamento a morno na microestrutura de um aço maraging 18Ni C300.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado neste trabalho foi retirado de uma barra de seção circular do aço maraging C300 cuja composição química encontra-se na Tabela 1. Inicialmente solubilizou-se as amostras que seriam tracionadas e forjadas. A amostra para ensaio de tração foi solubilizada a 950 °C por 1h e resfriada em água; já as amostras a serem conformadas foram solubilizadas em 950 e 1100 °C ambas também por 1h e resfriadas em água.

A partir daí foi confeccionada uma amostra para ensaio de tração conforme a norma ASTM E8-09 com base no corpo de prova padrão reduzido com 30 mm de comprimento útil, diâmetro interno de 6 mm e cabeça com rosca M10, de 10 mm de diâmetro e comprimento 14,5 mm. O ensaio foi realizado a 350 °C em uma máquina universal para ensaios mecânicos Instron 300LX-J3, célula de carga 300 kN e velocidade de deformação 0,5 mm/min.

O forjamento a morno, também na temperatura de 350 °C, foi feito em uma prensa de fricção com capacidade de 150 ton, utilizando um tempo de encharque de 30 minutos. Depois de conformado, o corpo de prova foi resfriado em água até a temperatura ambiente. Foi empregado um grau de redução de altura igual a 30%.

A preparação metalográfica foi feita seguindo a norma ASTM E3, desde o embutimento a quente, lixamento até polimento com pastas de diamante de 3 e 1 µm. Para revelar a microestrutura, as amostras foram atacadas com reagente 109 da norma ASTM E407-09 (Fry modificado): 50 ml de HCl, 25 ml de HNO<sub>3</sub>, 1 g de CuCl<sub>2</sub> e 150 ml de H<sub>2</sub>O.

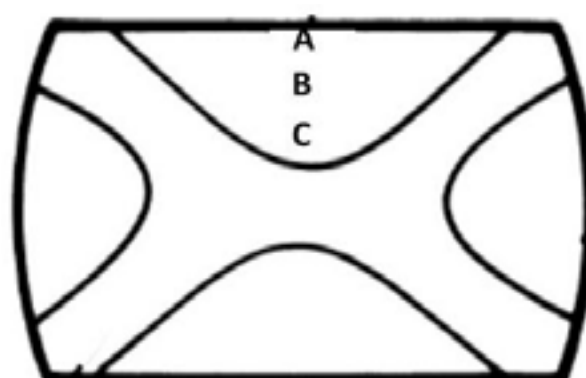
Foram realizadas análises de textura cristalográfica nas amostras deformadas. As medidas foram feitas em três regiões distintas: borda próximo da superfície, a um quarto de altura e na região mais próxima do centro da amostra, respectivamente regiões A, B e C na Figura 1. A textura foi obtida por EBSD (Electron Backscattering Diffraction – Difração de elétrons retroespalhados) em um microscópio eletrônico de varredura Phillip's XL30 com uma câmera de EBSD Oxford acoplada. A aquisição das imagens foi feita através do programa comercial CHANNEL 5 HKL. O aumento foi de 2000X, e o passo de 0,2 µm. A distância de trabalho ficou entre 10 e 14 mm. Os resultados obtidos foram processados no programa MTEX®. Através dos resultados buscou-se compreender as mudanças nas características microestruturais, na orientação cristalográfica e na distribuição da distorção da rede através da direção de forjamento. O uso desta técnica permitiu estimar a distribuição da deformação usando o método da desorientação média de Kernel (em inglês, Kernel Average Misorientation – KAM) e a variação da distorção da rede através da desorientação ponto-a-ponto. Nesta etapa, é importante destacar que a preparação metalográfica teve uma etapa adicional em relação ao que foi feito anteriormente: as



amostras foram polidas em sílica coloidal em politriz automática (marca BUEHLER – modelo MINIMET 1000) durante 90 minutos, com velocidade em torno de 15 rpm e força de 1 lbf.

**Tabela 1.:** Composição química do aço maragingn C300 estudado, conforme dados do fabricante do material e segundo a norma MIL-S-46850D.

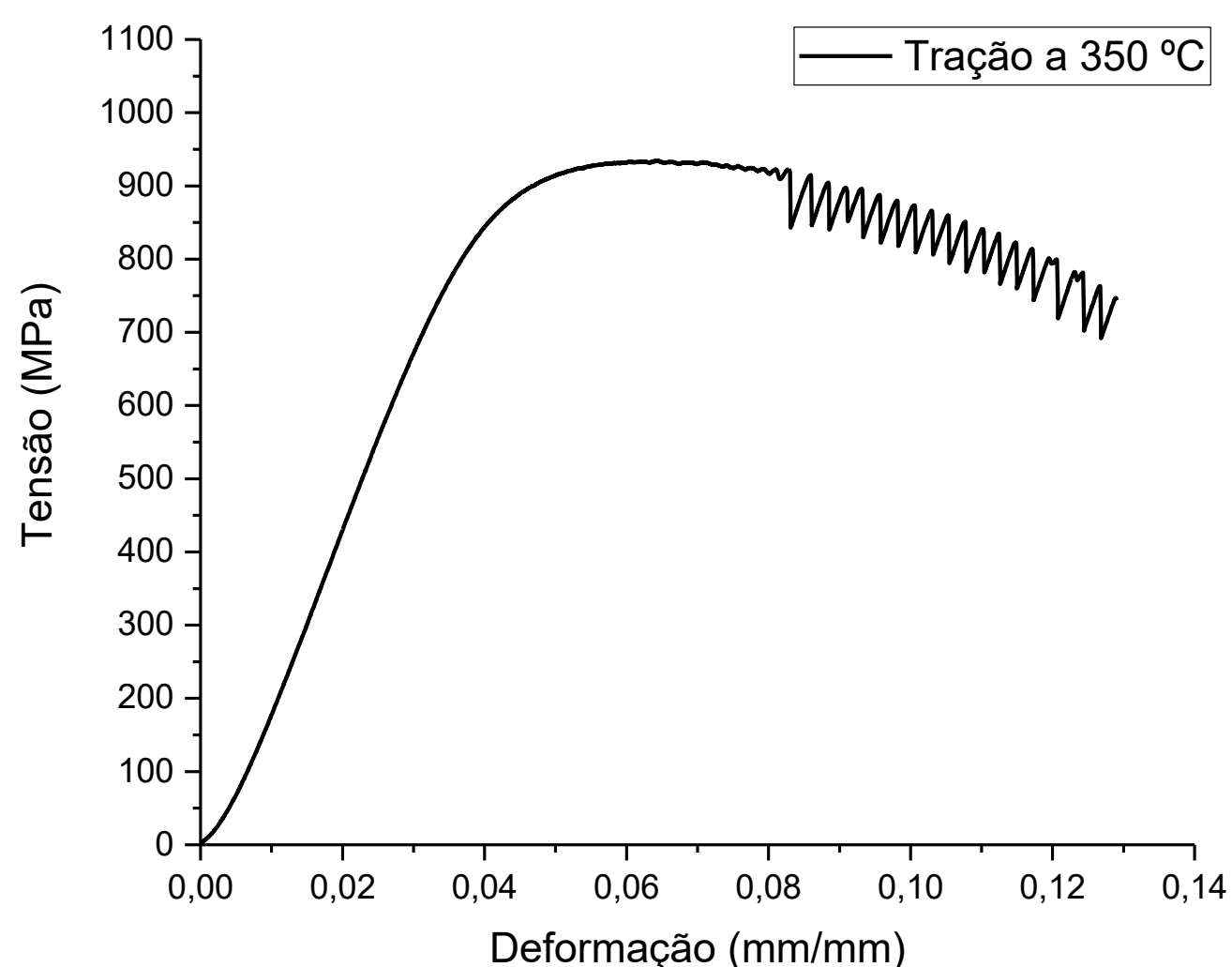
% peso	Ni	Co	Mo	Ti	C	S	Fe
<b>Amostra</b>	18.41	9.35	5.04	0.78	0.008	0.0011	Balanço
<b>18NiC300</b>	18,0-19,0	8,5-9,5	4,6-5,2	0,5-0,8	<0,03	<0,01	Balanço



**Figura 1.** Desenho esquemático das regiões onde foram feitas as medidas de EBSD.

### 3.RESULTADOS E DISCUSSÃO

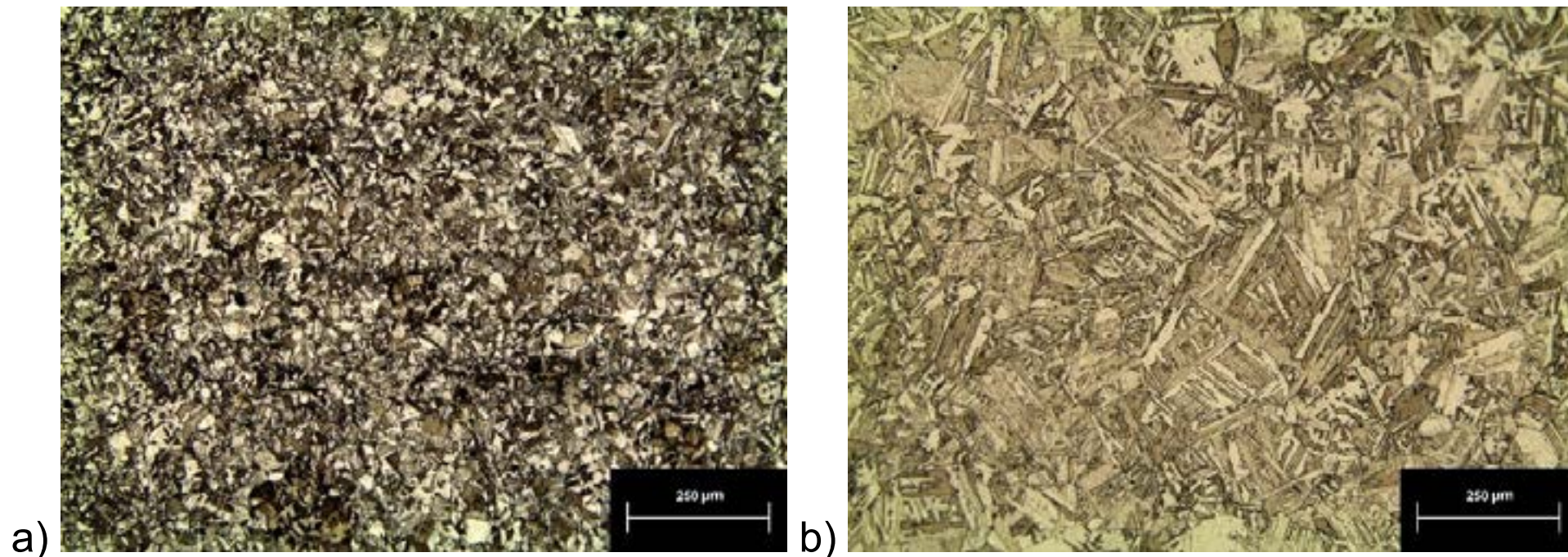
A Figura 2 mostra a curva tensão-deformação obtida a 350 °C. Este gráfico é típico do efeito Portevin Le Chatelier. Esse efeito corresponde a uma deformação descontínua que se apresenta sob a forma de serrilhado na curva de tensão deformação e é associado ao ancoramento das discordâncias. Segundo a abordagem de Cottrell, em soluções sólidas, os átomos de soluto interagem com as discordâncias de maneira a formar uma concentração de soluto em torno delas. À medida que estas se movimentam, o soluto passa a exercer uma força de arraste na discordância, dificultando sua movimentação [11]. Outros autores sugerem que a presença de fases intermetálicas também pode atuar como ancoradouro de discordâncias e, desta forma, originar esse efeito [12].



**Figura 2.** Curva de tensão – deformação para o ensaio de tração a 350 °C.

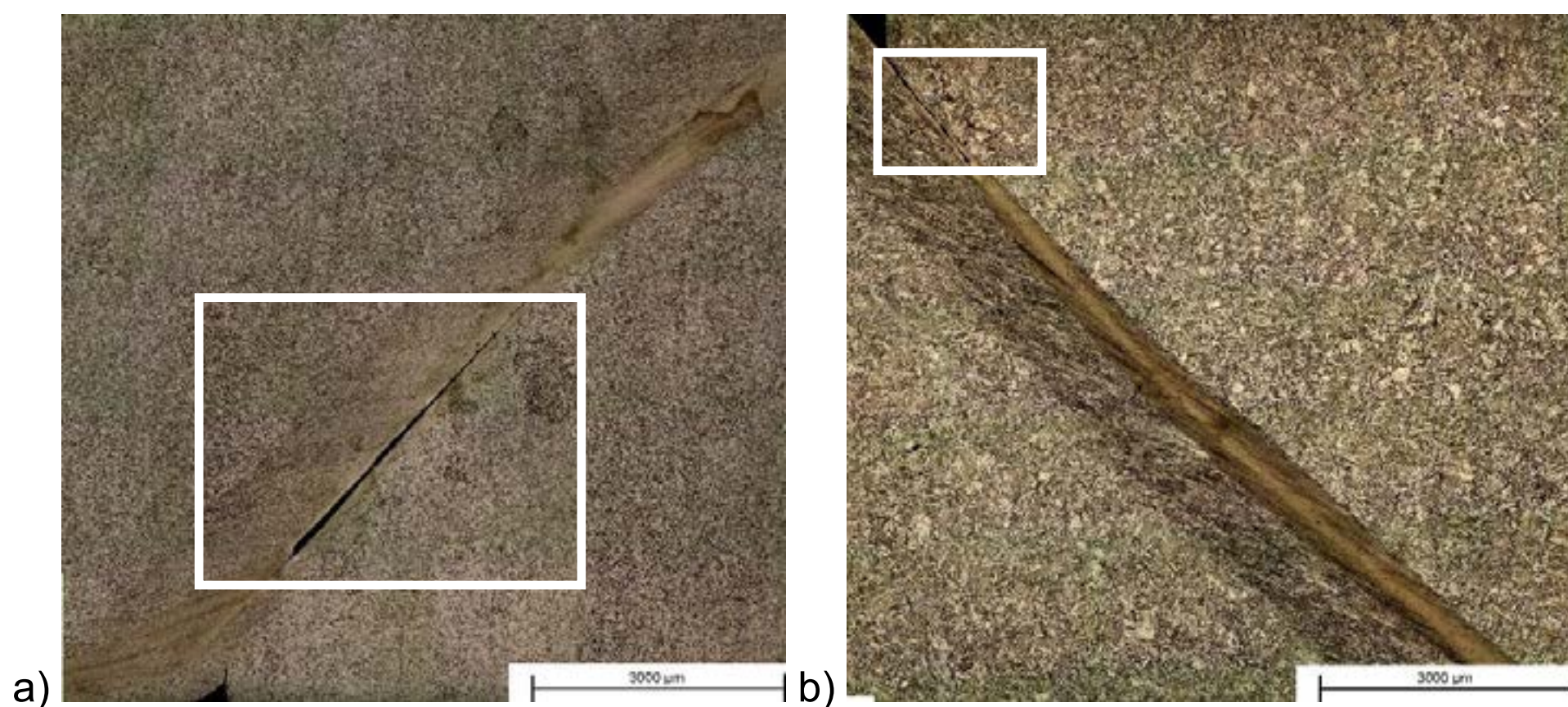
A figura 3 mostra a microestrutura após a solubilização a 950 (a) e 1100 °C (b). É possível observar uma microestrutura martensítica típica dos aços maraging, composta de blocos, pacotes e ripas. Observa-se ainda que a microestrutura obtida em 1100 °C é significativamente mais grosseira do que a observada em 950 °C. A 950 °C os elementos de liga não estão completamente dissolvidos, de maneira que estão presentes na matriz na forma de precipitados e por isso atuam como uma barreira ao crescimento do grão austenítico, o que não acontece a 1100 °C, onde os elementos de liga estão totalmente solubilizados. Este resultado está de acordo com o encontrado na literatura [9,13,14].



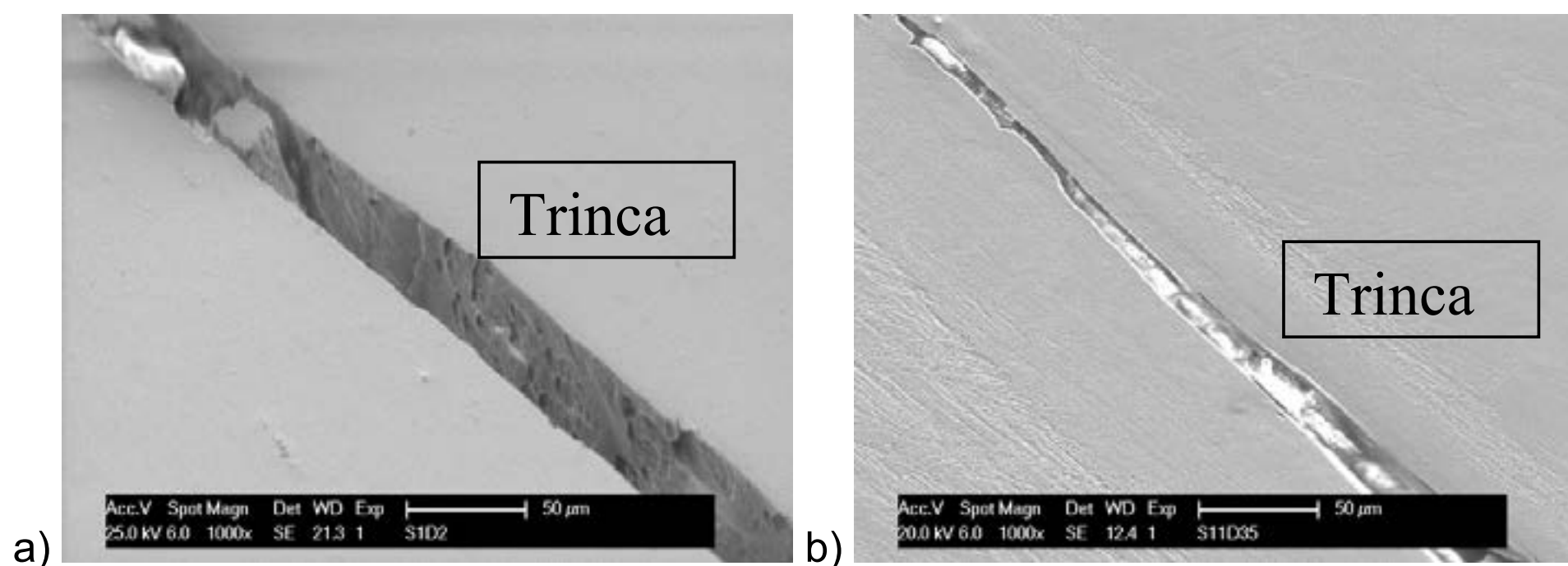


**Figura 3.** Microestrutura do aço maraging na condição solubilizado a (a) 950 °C e (b) 1100 °C.

A microestrutura das amostras solubilizadas e deformadas é mostrada na Figura 4. Após a conformação foram observadas bandas de cisalhamento formadas devido às tensões geradas durante o forjamento [15]. Além disto, foi observada a presença de uma trinca localizada na faixa de cisalhamento para ambas as temperaturas de solubilização. Detalhe da trinca encontra-se na Figura 5. É importante destacar que as amostras utilizadas para esta análise microestrutural foram retiradas da seção próxima à borda do corpo de prova deformado. Dessa forma, a distribuição heterogênea das tensões de compressão influenciou o escoamento do material, de maneira que partindo da extremidade indo em direção ao centro do corpo de prova, há uma mudança na direção do fluxo de material, possibilitando a concentração de tensão nessa região, resultando na fragilização e no aparecimento da trinca. Adicionalmente, a presença do efeito Poterwin Le Chatelier observado nesta temperatura pode também justificar esta fragilização.



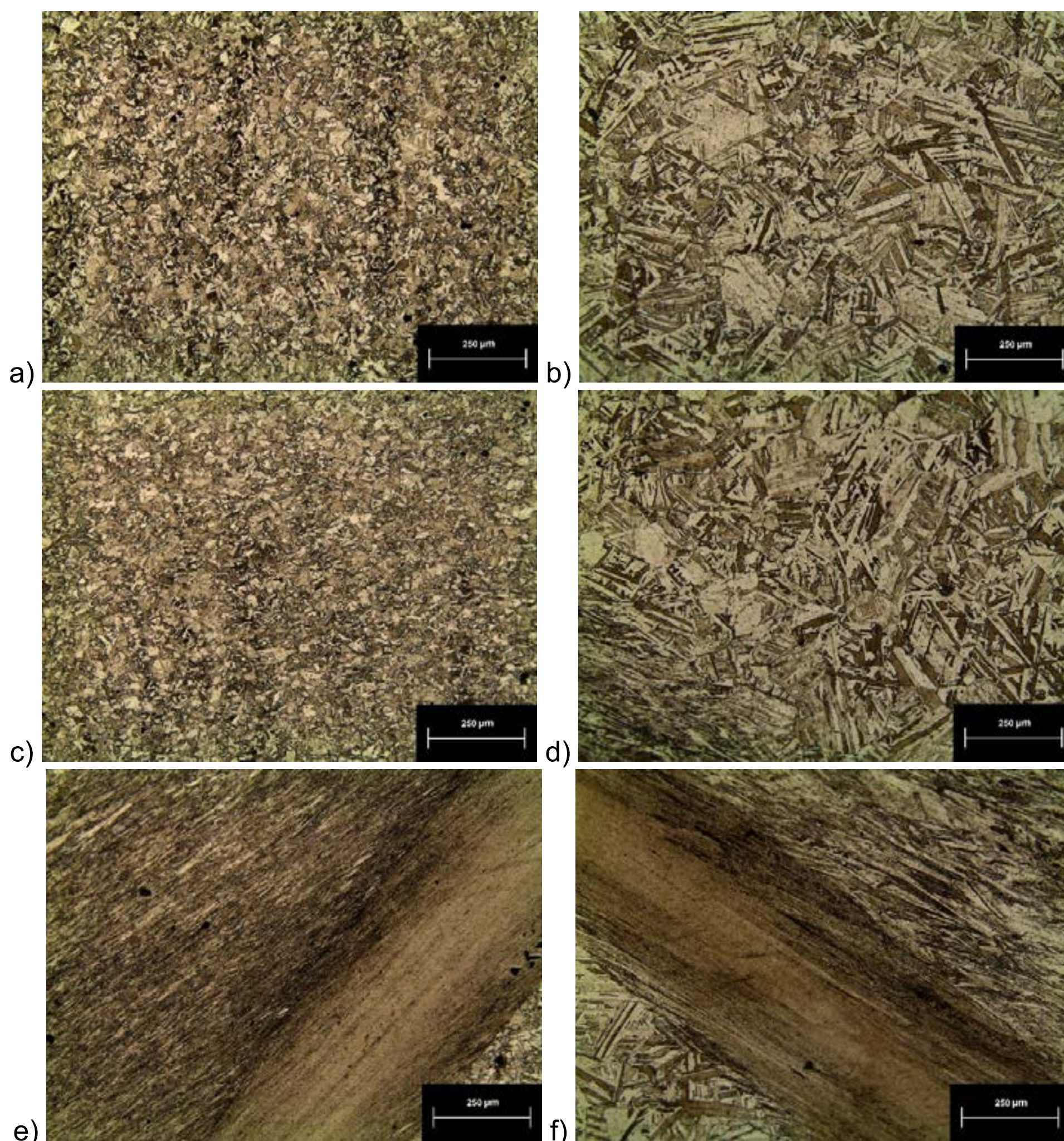
**Figura 4.** Perfil geral de deformação mostrando uma trinca (em destaque) na conformação a 350 °C para as amostras solubilizadas a (a) 950 °C e (b) 1100 °C.



**Figura 5.** Microscopia eletrônica de varredura mostrando a trinca formada no forjamento a 350 °C: (a) solubilizada a 950 °C e (b) solubilizada a 1100 °C.



A Figura 6 mostra as regiões de metal sem deformação (a-b), de deformação moderada (c-d) e de cisalhamento concentrado (e-f) para a amostra solubilizada a 950 e 1100 °C e deformada a 350 °C. Observa-se a microestrutura martensítica presente em todas as regiões. Além disto, observa-se que na zona morta não houve variação microestrutural, em comparação com a condição não-deformada, uma vez que nessa região, devido ao atrito da ferramenta com a superfície da amostra, não há deformação. Na região de deformação moderada, observa-se um alongamento dos blocos e pacotes da martensita e na banda de cisalhamento este alongamento dos blocos e pacotes é mais intenso devido ao maior nível de deformação nesta região.



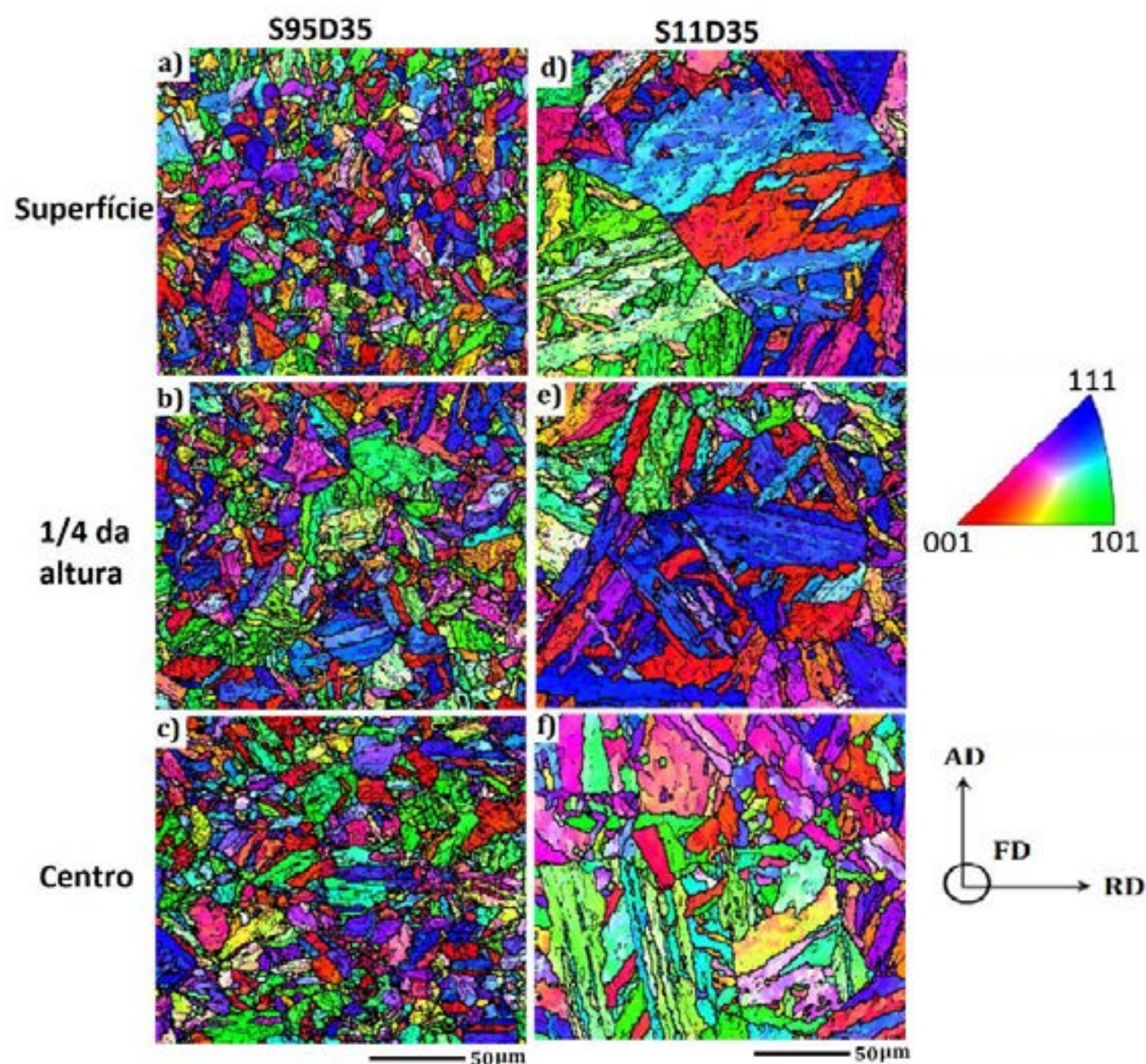
**Figura 6.** Microestrutura mostrando as regiões formadas após solubilização a 950 (a, c e e) e 1100°C (b, d e f) e forjamento a 350 °C: (a-b) zona morta, (c-d) região de deformação moderada e (e-f) faixa de cisalhamento concentrado.

A Figura 7 mostra o mapa de orientação cristalográfica obtido por EBSD para as amostras forjadas a 350 °C nas duas temperaturas de solubilização. As medidas foram realizadas em três regiões distintas: na superfície de contato com a matriz de forjamento (região A), a um quarto da altura (região B) e na região próxima ao centro (região C) como representado na Figura 1. Observando apenas este mapa, não foi possível destacar uma direção predominante para a orientação dos grãos, em ambas as condições de análise e em todas as regiões. Isto acontece porque as medidas foram feitas numa área muito pequena, devido ao aumento de 2000X utilizado.

Além disso, é possível observar que houve uma diminuição no tamanho dos grãos à medida que a análise se aproxima da região central da amostra. Na área A próxima da superfície, por causa do atrito, a deformação é mínima, como foi dito anteriormente, e por isto os grãos são maiores. Contudo,



com o aumento da profundidade e avançando em direção ao centro, o tamanho do grão diminui devido a deformação imposta nessa região. Buscando quantificar essa observação, foram calculados os tamanhos de grão nessas regiões.



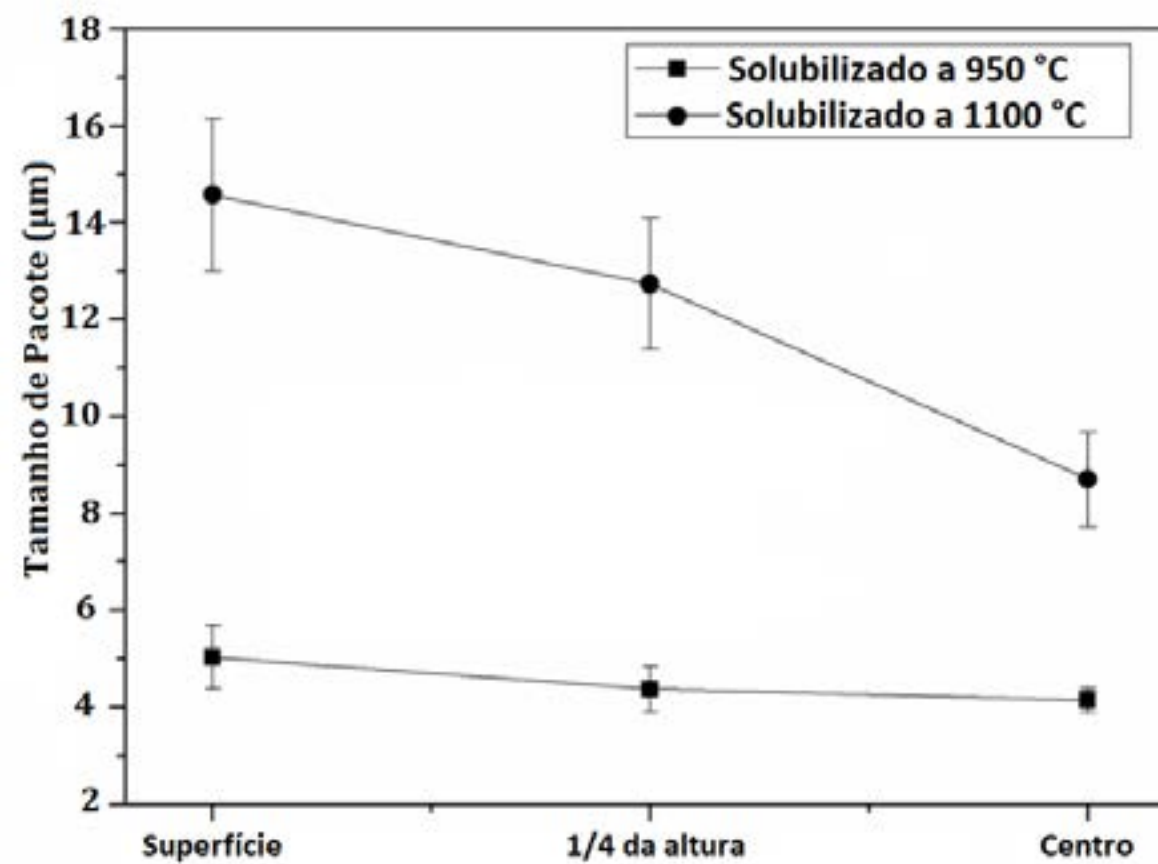
**Figura 7.** Mapa de orientação cristalográfica obtido por EBSD das amostras forjadas a 350 °C, sem envelhecimento, nas duas temperaturas de solubilização.

Medidas de tamanho de grão podem ser realizadas com maior confiabilidade através da técnica de EBSD uma vez que, neste caso, esse cálculo não está sujeito a medições manuais e à interpretação subjetiva do contorno de grão (que está diretamente associado ao contraste resultante do ataque químico) como acontece quando se utiliza o método dos interceptos nas imagens de microscopia óptica. No caso do EBSD, a avaliação se baseia nas orientações cristalográficas dos grãos vizinhos, quando a desorientação ponto-a-ponto é maior que 15° [16].

A Figura 8 mostra a variação do tamanho médio dos pacotes de martensita em função das três regiões medidas em ambas as amostras forjadas. Uma microestrutura mais grosseira foi observada na amostra S11D35 devido ao crescimento do grão austenítico ser maior em temperatura mais alta (1100°C), o que está de acordo com o que foi mostrado nas microestruturas das Figuras 3 e 6. Comparando as regiões A, B e C em cada amostra, observa-se que na condição solubilizada a 1100°C, houve uma redução no tamanho médio dos pacotes a partir da superfície em direção ao centro, cujo os valores diminuíram de cerca de 14,5 para 8,7 µm. A presença de grãos de austenita prévia mais grosseiros nas regiões próximas à superfície de forjamento (A) está associada à baixa deformação efetiva devido ao efeito de atrito. Assim, o refino da microestrutura foi menor nessas regiões em comparação com a zona central (área C) com maiores níveis de deformação. Por outro lado, na amostra solubilizada a 950 °C, a mudança no tamanho médio dos pacotes foi pequena ao longo das três regiões.

A análise das características do contorno de grão determinadas pela orientação cristalográfica é um método eficaz para prever o comportamento mecânico para evitar degradações de contorno de grão que podem afetar as propriedades mecânicas do material.

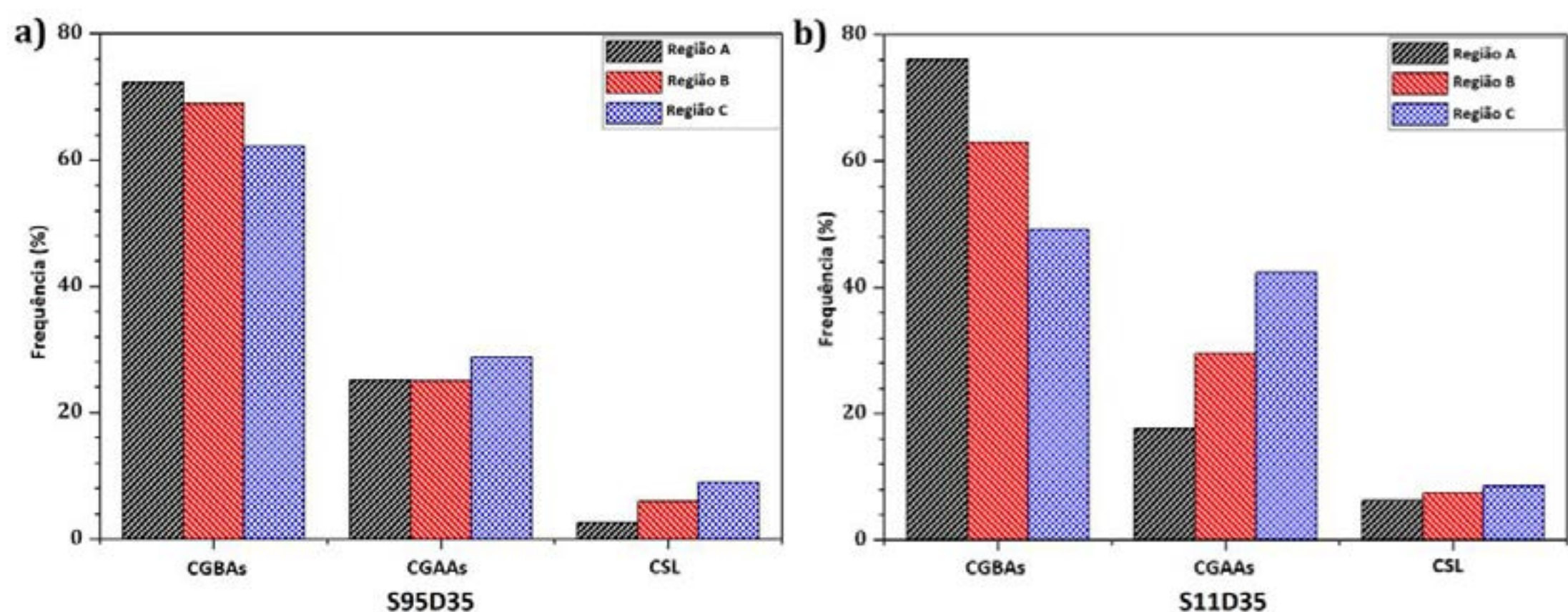




**Figura 8.** Tamanho de pacote obtido por EBSD para as amostras forjadas na temperatura de 350 °C nas duas condições de solubilização, nas três regiões analisadas.

A variação da distribuição das características do contorno de grão em função das regiões analisadas é mostrada na Figura 9 para as duas condições de solubilização. É possível observar uma tendência de aumento gradual nos contornos de alto ângulo (CGAAs) a partir da superfície em direção a região central e uma diminuição nos contornos de baixo ângulo (CGBAs) em ambas as condições. Isto é devido ao refino de grão induzido pela deformação. O aumento da quantidade de contornos de grão de alto ângulo (CGAAs) pode ser associado com uma maior concentração de deformação na região central em relação a superfície de contato com a matriz (região A), que como foi mencionado, é a região com pouca ou nenhuma deformação. Semiatin et al. [17] relataram que durante a deformação ocorre a absorção contínua de discordâncias pelos contornos de subgrão (baixo ângulo), resultando, assim, no refino de grão e formação de um novo conjunto de grãos, que aumenta o número dos contornos de alto ângulo (CGAAs). Embora contornos do tipo CSL (Coincidence Site Lattice – sítios de coincidência da rede) possam influenciar no comportamento mecânico dos materiais deformados, não foi observada uma variação significativa nesta característica para estas condições. É importante destacar que contornos CSL são fronteiras especiais nas quais os cristais vizinhos estão desalinhados por meio da rotação de um plano cristalográfico específico em torno de um eixo de forma que são gerados pontos de coincidências entre as duas redes.

Além disso, é importante destacar que estudos anteriores mostraram que os contornos de alto ângulo com grandes ângulos de desorientação em relação aos cristais vizinhos têm maior energia interna, que é um caminho preferencial para propagação de trinca [3,18]. Esta observação está de acordo com as trincas encontradas nestas amostras.



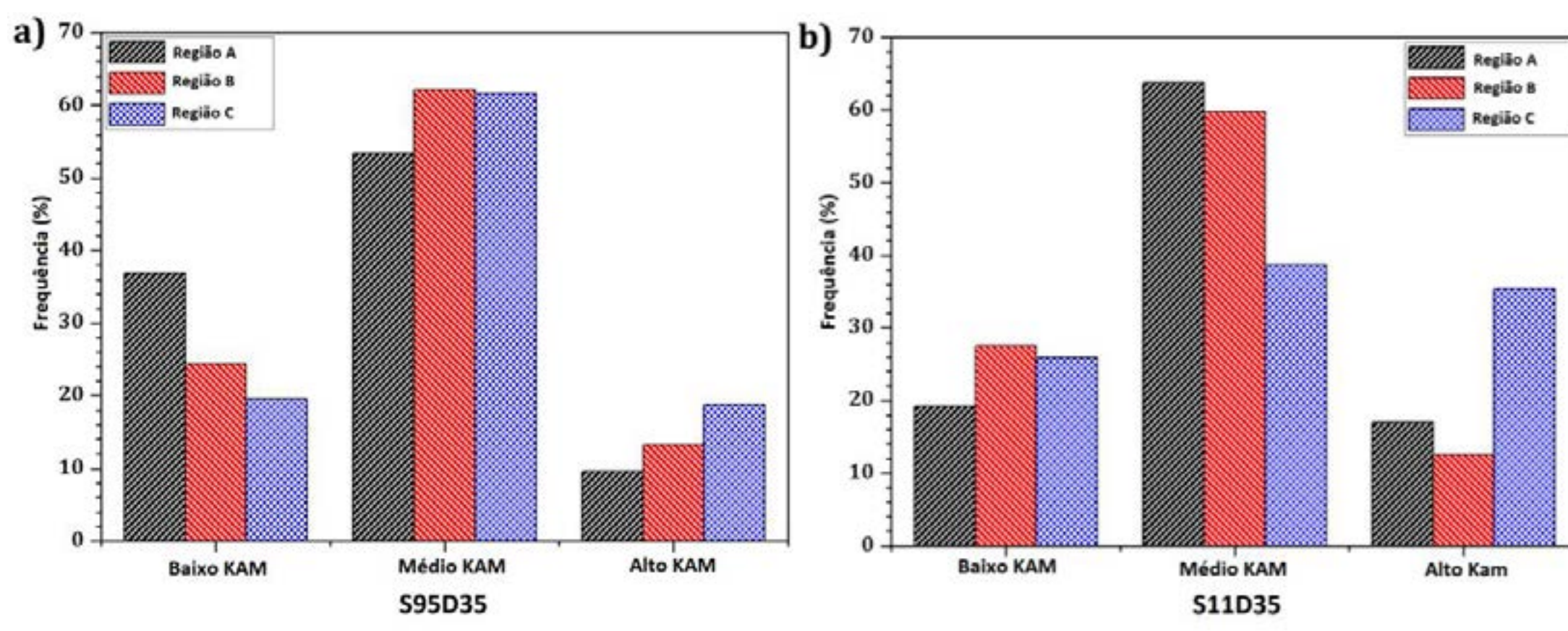
**Figura 9.** Variação da orientação dos contornos de grão em função da distância medida a partir da superfície em contato com a matriz de forjamento (regiões A, B e C) para as amostras conformadas a 350 °C nas duas temperaturas de solubilização: (a) 950 e (b) 1100 °C. CGBA: contorno de grão de baixo ângulo; CGAA: contorno de grão de alto ângulo; CSL: sítios de coincidência.



A Figura 10 mostra a variação da desorientação média de Kernel (KAM) calculada a partir dos resultados de EBSD. A análise deste parâmetro permite estimar o nível de deformação induzida devido ao forjamento para caracterizar o emaranhado de discordâncias dentro de cada grão individual. No gráfico observa-se uma gradual diminuição na frequência de baixo KAM e um aumento de alto KAM para a condição solubilizada a 950 °C e forjada a 350 °C (S95D35). Já para a condição solubilizada 1150 °C e forjada 350 °C (S95D35) houve um aumento seguido de uma pequena redução na frequência de baixo KAM e diminuição seguida por um significativo aumento de alto KAM.

Para explicar este resultado, é importante destacar que o KAM de cada ponto é calculado como a média do ângulo de desorientação entre cada pixel e seu número especificado de vizinhos mais próximos. Além disso, foi aplicado um valor limite de desorientação máximo de 5° com o objetivo de remover a interferência do contorno de grão e da deformação intra-granular causada por supersaturação intersticial [19,20]. A partir disto, considera-se baixo KAM uma desorientação média < 1° e alto KAM uma desorientação média > 3°. Baixo valor de KAM é um indicativo da presença de baixa energia no interior dos grãos que está relacionada à baixa densidade de discordâncias. Por outro lado, alto valor de KAM é associado a um acúmulo de deformação, paredes de discordâncias e emaranhado de discordâncias próximo ao contorno de grão. Além disso, a amplitude dessa deformação promove a expansão das células de discordâncias através do interior do grão [21]. Adicionalmente, um alto valor de KAM indica a presença de maior quantidade de contornos de grão de alto ângulo acompanhada de uma significativa distorção na rede cristalográfica.

Dessa forma, o resultado encontrado na Figura 10 está de acordo com as características de contorno de grão discutidas anteriormente, pois o maior valor de baixo KAM é na região A, onde não há deformação (zona morta de deformação) e aumenta à medida que se aproxima do centro. O comportamento inverso é apresentado para alto KAM, indicando que a energia interna aumentou devido à concentração da deformação nesta região e ao aumento do número de grãos (refino). No caso da amostra S11D35, uma pequena diminuição seguida pelo intenso aumento na frequência de alto KAM é ocasionado pela formação de novos grãos a partir de subgrãos devido a absorção de discordâncias. Portanto, o aumento do ângulo de desorientação dentro dos grãos leva a fragmentação dos mesmos e formação de novos grãos [22,23].



**Figura 10.** Variação do valor médio de KAM (Kernel Average Misorientation – desorientação média de Kernel) em função da distância medida a partir da superfície de contato com a matriz de forjamento (regiões A, B e C) para as amostras deformadas a 350 °C nas duas temperaturas de solubilização (a) 950 e (b) 1100 °C.

#### 4. CONCLUSÕES

- O forjamento a morno do aço maraging 18Ni C300 na temperatura 350 °C resultou na formação de bandas de cisalhamento, evidenciando a distribuição heterogênea da deformação inerente a este processo.
- Foi observado a ocorrência do efeito Portevin Le Chatelier no ensaio de tração, que pode explicar a



ocorrência das trincas também verificadas no forjamento.

- Os resultados mostraram que a temperatura de solubilização não promove um efeito significativo na microdureza dos aços maraging, apesar de promover o crescimento de grão.
- Através das análises de desorientação média de Kernel (KAM), foram observados os níveis mais baixos de deformação perto da superfície em contato com a matriz de forjamento, contendo a menor quantidade de emaranhado de discordâncias, que aumentou gradualmente em direção ao centro da amostra.

### AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de agradecer à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – CAPES e ao suporte financeiro concedido aos autores pelo Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – CNPq.

### REFERÊNCIAS

- [1] W. Sha, Z. Guo, Maraging steels: modelling of microstructure, properties and applications, Woodhead Publishing Limited, Oxford [etc.], 2009.
- [2] M.K. El-Fawkhry, M. Eissa, A. Fathy, T. Mattar, Development of Maraging Steel with Retained Austenite in Martensite Matrix, Mater. Today Proc. 2 (2015) S711–S714. doi:10.1016/j.matpr.2015.07.381.
- [3] M. Masoumi, C.C. Silva, I. Lemos, L.F.G. Herculano, H.F.G. de Abreu, Role of Crystallographic Textures on Failure Behavior in HSLA Grade-420 Steel During Cold Rolling, J. Mater. Eng. Perform. 26 (2017) 1531–1539. doi:10.1007/s11665-017-2577-y.
- [4] A.K. Jha, K. Sreekumar, T. Tharian, P.P. Sinha, Process optimization for high fracture toughness of maraging steel rings formed by mandrel forging, J. Manuf. Process. 12 (2010) 38–44. doi:10.1016/j.jmapro.2010.01.007.
- [5] R.C. Buckingham, C. Argyrakis, M.C. Hardy, S. Biroasca, The effect of strain distribution on microstructural developments during forging in a newly developed nickel base superalloy, Mater. Sci. Eng. A. 654 (2016) 317–328. doi:10.1016/j.msea.2015.12.042.
- [6] G.M. Castro Güiza, C. a. S. de Oliveira, Microstructural changes produced by hot forging in a C300 Maraging Steel, Mater. Sci. Eng. A. 655 (2015) 142–151. doi:10.1016/j.msea.2015.12.084.
- [7] G. Samolyk, Z. Pater, Application of the slip-line field method to the analysis of die cavity filling, J. Mater. Process. Technol. 153–154 (2004) 729–735. doi:10.1016/j.matprotec.2004.04.092.
- [8] R. Schnitzer, R. Radis, M. Nöhrer, M. Schober, R. Hochfellner, S. Zinner, E. Povoden-Karadeniz, E. Kozeschnik, H. Leitner, Reverted austenite in PH 13-8 Mo maraging steels, Mater. Chem. Phys. 122 (2010) 138–145. doi:10.1016/j.matchemphys.2010.02.058.
- [9] H. Hou, L. Qi, Y.H. Zhao, Effect of austenitizing temperature on the mechanical properties of high-strength maraging steel, Mater. Sci. Eng. A. 587 (2013) 209–212. doi:10.1016/j.msea.2013.08.070.
- [10] K. Li, J. Shan, C. Wang, Z. Tian, Influence of aging temperature on strength and toughness of laser-welded T-250 maraging steel joint, Mater. Sci. Eng. A. 669 (2016) 58–65. doi:10.1016/j.msea.2016.05.043.
- [11] R. Abbaschian, L. Abbaschian, R.E. Reed-Hill, Physical Metallurgy Principles, 4th ed., 1994.
- [12] E.O. Hall, Yield Point Phenomena in Metals and Alloys, Macmillan, London, 1970.
- [13] G.M. Castro Güiza, Efeito Da Deformação a Quente Sobre a Microestrutura, Dureza E Cinética De Precipitação De Um Aço Maraging C300., Universidade Federal de Santa Catarina, 2015.
- [14] V.X. Lima Filho, I.F. Barros, H.F.G. de Abreu, Influence of Solution Annealing on Microstructure and Mechanical Properties of Maraging, Mater. Res. 20 (2017) 10–14. doi:http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2016-0257.
- [15] G.E. Dieter, H.A. Kuhn, S.L. Semiatin, Handbook of Workability and Process Design, A S M International, 2003. <https://books.google.com.br/books?id=Hs57XaLW840C>.
- [16] M.L. Lobanov, S. V. Danilov, V.I. Pastukhov, S.A. Averin, Y.Y. Khrunyk, A.A. Popov, The crystallographic relationship of molybdenum textures after hot rolling and recrystallization, Mater. Des. 109 (2016) 251–255. doi:10.1016/j.matdes.2016.06.103.
- [17] S.L. Semiatin, D.S. Weaver, R.C. Kramb, P.N. Fagin, M.G. Glavicic, R.L. Goetz, N.D. Frey, M.M.



- Antony, Deformation and recrystallization behavior during hot working of a coarse-grain, nickel-base superalloy ingot material, *Metall. Mater. Trans. A.* 35 (2004) 679–693. doi:10.1007/s11661-004-0379-y.
- [18] A. Ghosh, S. Kundu, D. Chakrabarti, Effect of crystallographic texture on the cleavage fracture mechanism and effective grain size of ferritic steel, *Scr. Mater.* 81 (2014) 8–11. doi:10.1016/j.scriptamat.2014.02.007.
- [19] G. Maistro, C. Oikonomou, L. Rogström, L. Nyborg, Y. Cao, *Surface & Coatings Technology* Understanding the microstructure-properties relationship of low-temperature carburized austenitic stainless steels through EBSD analysis, 322 (2017) 141–151. doi:10.1016/j.surfcoat.2017.05.036.
- [20] S. Subedi, R. Pokharel, A.D. Rollett, *Materials Science & Engineering A* Orientation gradients in relation to grain boundaries at varying strain level and spatial resolution, *Mater. Sci. Eng. A.* 638 (2015) 348–356. doi:10.1016/j.msea.2015.04.051.
- [21] C. Schayes, J. Bouquerel, J. Vogt, F. Palleschi, S. Zaefferer, *Materials Characterization A* comparison of EBSD based strain indicators for the study of Fe-3Si steel subjected to cyclic loading, *Mater. Charact.* 115 (2016) 61–70. doi:10.1016/j.matchar.2016.03.020.
- [22] R. Song, D. Ponge, D. Raabe, J.G. Speer, D.K. Matlock, Overview of processing , microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels, 441 (2006) 1–17. doi:10.1016/j.msea.2006.08.095.
- [23] M. Umemoto, *Nanocrystallization of Steels by Severe Plastic Deformation*, 44 (2003) 1900–1911.



# Heat Treatment after Cold Forming - FEM and FDM based Simulations, Metal Forming Simulation combined with Simulation of Quenching and Tempering.

Dr. M. Twickler<sup>1</sup>

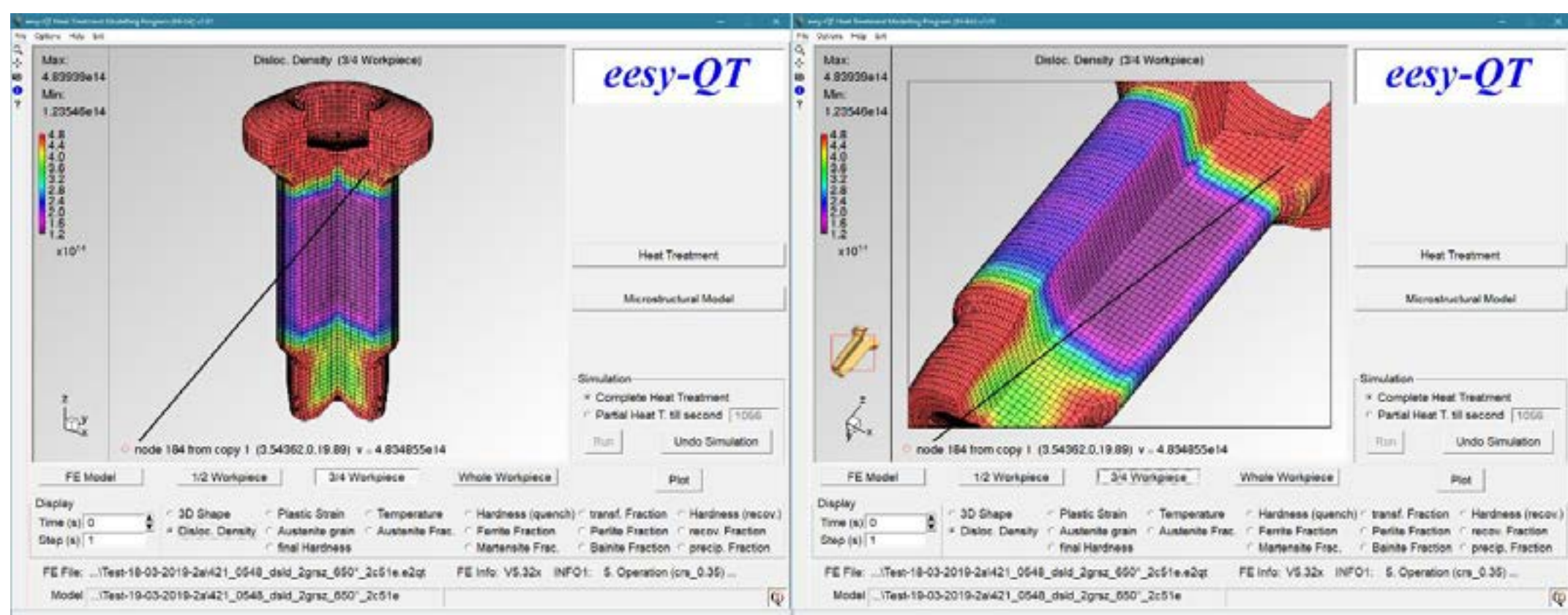
Dr. Gerhard H. Arfmann<sup>2</sup>

## Abstract:

For most forged components done by a cold forging process, a subsequent heat treatment is the standard procedure to achieve the required properties in terms of strength, respectively hardness.

A very typical procedure of a heat treatment for cold forged components is a sequence of austenizing due to recrystallization and grain growth at a specific temperature, of hardening due to rapid cooling and of tempering at a higher temperature leading to recovery and precipitation.

The dislocation density and the grain size in the component after the cold forging describe the starting conditions for the microstructural calculations in the heat treatment process.



The microstructural calculations are based on a set of microstructural modellings, each setting up on the results of the previous one.

The distribution of the final hardness in the forged component is the overall aim of the simulation of the heat treatment process

The results can be used to detect areas in the component with a dislocation density level insufficient for the required final hardness. An optimization of the forging process can be derived from that.

The results presented here are based on a German ZIM cooperation project /1/ finished in 2019.

**Key - words:** FEM (forging) and FDM (heat treatment) combined simulation approach, microstructural modelling, austenizing, hardening, tempering, recovery, hardness distribution

- 1- Dr. Michael Twickler, Geschäftsführer, CPM GmbH, Herzogenrath, Deutschland, [cpm@cpmgmbh.com](mailto:cpm@cpmgmbh.com)
- 2- Dr. Gerhard H. Arfmann, Geschäftsführer, CPM GmbH, Herzogenrath, Deutschland, [cpm@cpmgmbh.com](mailto:cpm@cpmgmbh.com)



# Heat Treatment after Cold Forming - FEM and FDM based Simulations, Metal Forming Simulation combined with Simulation of Quenching and Tempering.

## Introduction:

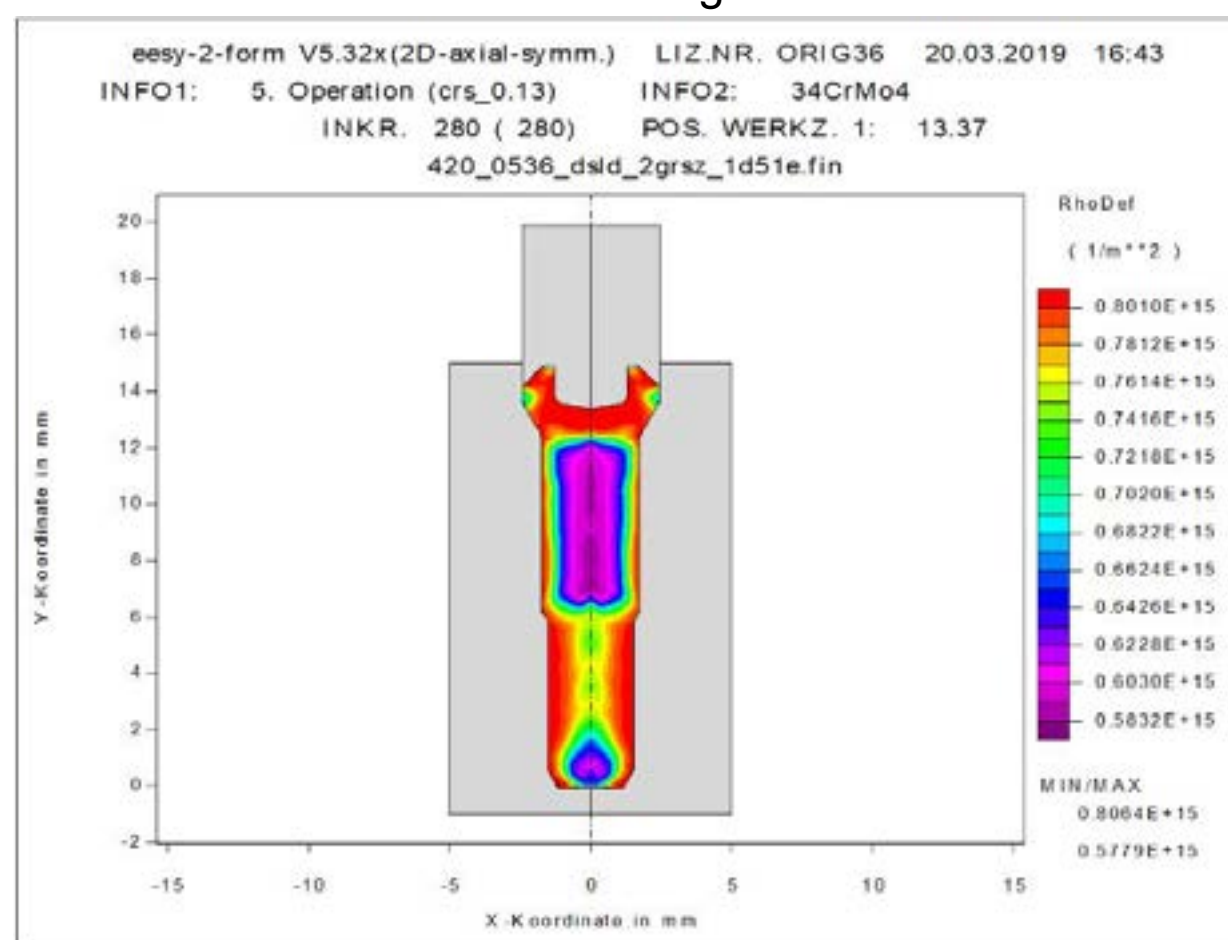
Besides a precise geometry a forged component must have a certain strength, respectively hardness, to meet the requirements in the application as defined by the designer. The final strength/hardness of a cold forged component is the result of the typical hardening effect of a cold forging process and the subsequent heat treatment. Since the microstructure after the cold forging influences the microstructure development during the different steps of a heat treatment the final strength/hardness after the heat treatment can't be expected to be homogeneous, but could show a local distribution. This may result in areas that do not meet the requirements.

## Approach and Results:

The calculation of the development of the microstructure during the multi-stage heat treatment requires:

- a **'supplier'** of the cold forged geometry including the local distribution of grain size and dislocation density as the result of the cold forging process,
- a **'simulation tool'** able to calculate the temperature development in the component during the different heat treatment steps and able to calculate the microstructure development during the sub-procedures austenizing, hardening and tempering.

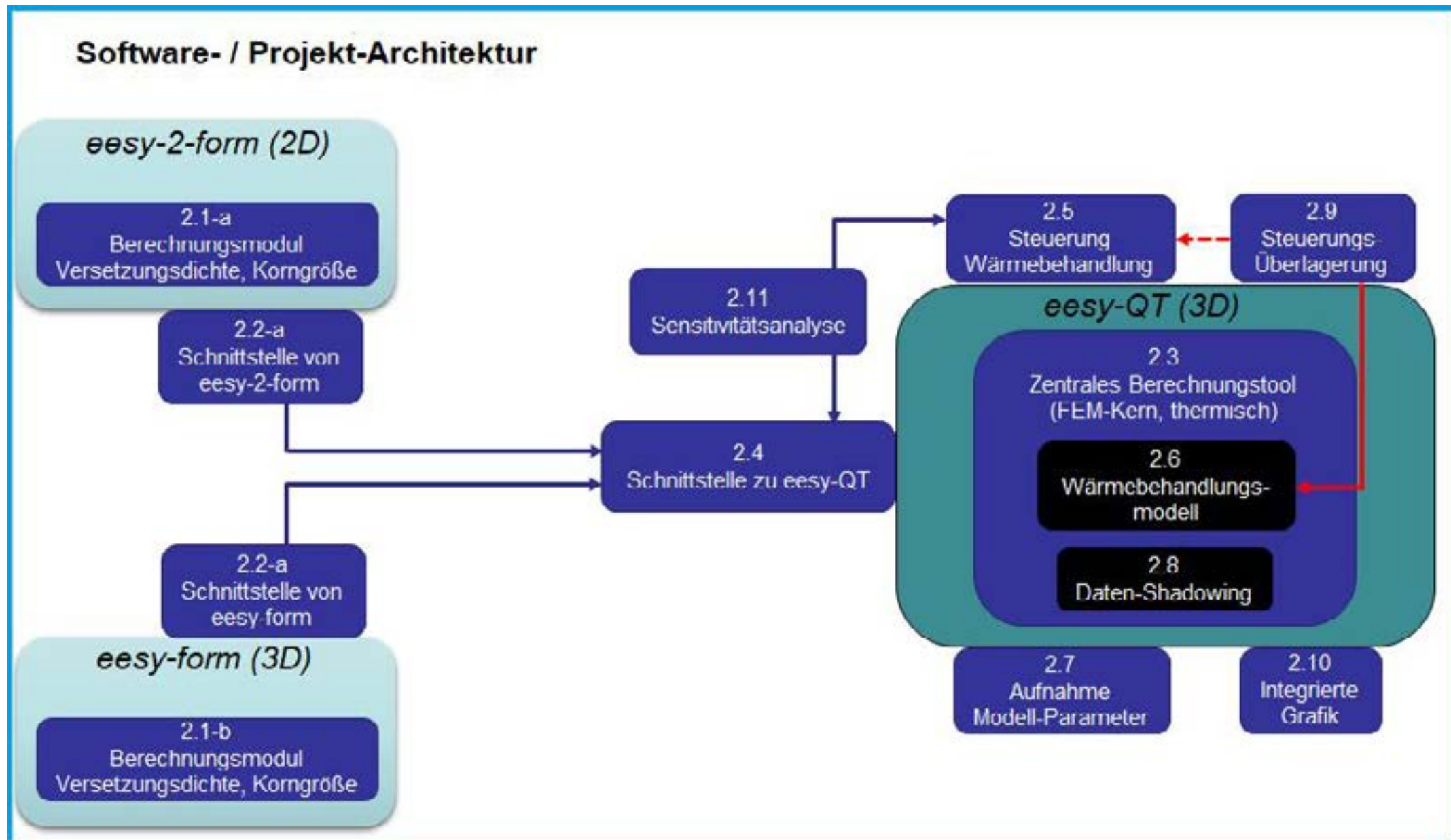
A particularly suitable candidate for the **'supplier'** is an FEM-based forming simulation of all cold forging operations done before the heat treatment. Since the distributions of grain size and dislocation density distribution represent the influencing basis for the microstructure development during the heat treatment the forming simulation system has to be extended by a microstructural calculation model for the development of grain size and dislocation density during the cold forging operations. Since this basic information for the investigations and developments in the above mentioned funded project should be provided by the two simulation systems eesy-2-form (2D) and eesy-form (3D), /2/, an incremental calculation model was implemented in both systems.



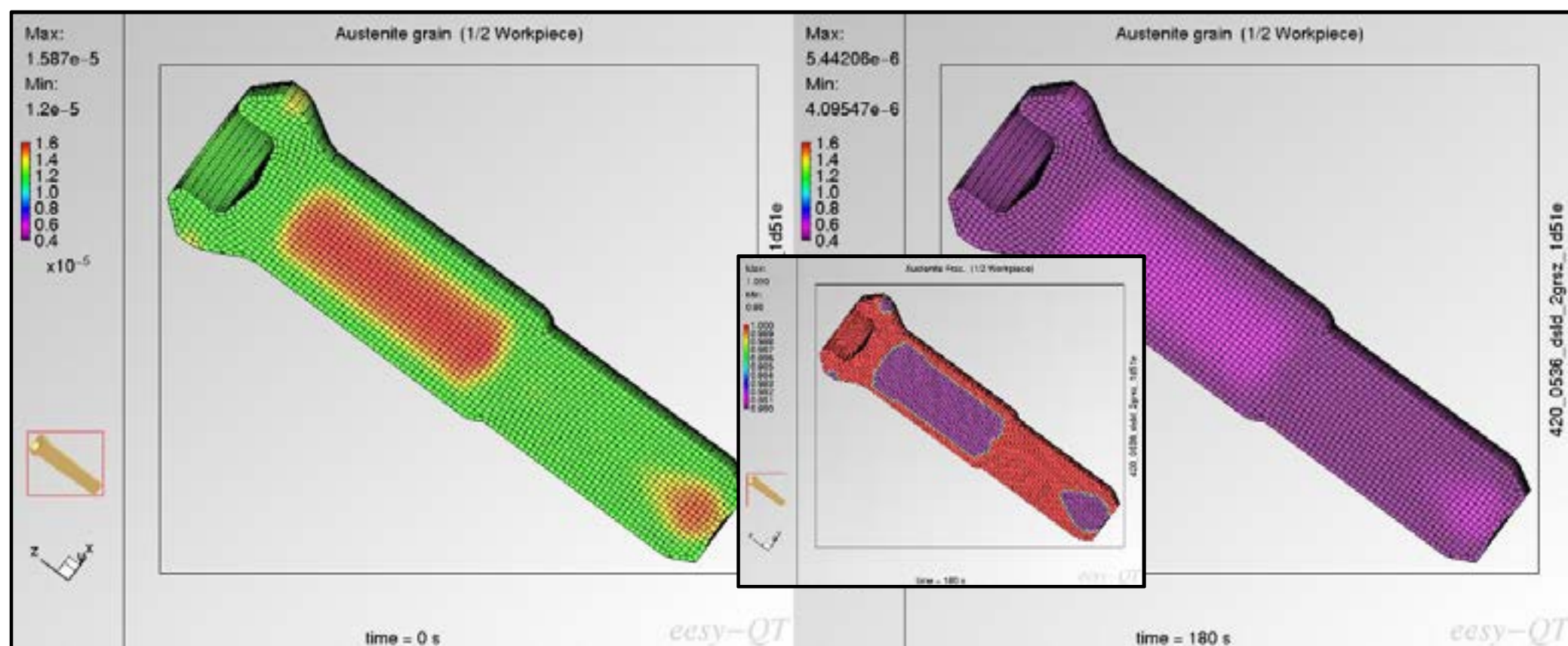
Since a multi-stage heat treatment process is in general a purely thermal process without any geometrical change of the component under consideration, the heat treatment **'simulation tool'** eesy-QT was developed as a 3D FDM (Finite Difference Method) based simulation system, able to calculate the time depending development of the temperature in the component during the heat treatment procedures austenizing, hardening and tempering. The calculation of the microstructure development requires around the central FDM based calculation kernel a set of special software modules - not described in detail here - so that together with the **'supplier'** a rather complex software architecture was created.



**Heat Treatment after Cold Forming - FEM and FDM based Simulations, Metal Forming Simulation combined with Simulation of Quenching and Tempering.**



The first heat treatment step applied to the cold forged component is the austenizing procedure. Due to a specific temperature of the surrounding media (furnace chamber) the component undergoes a heating up to the so call austenizing temperature. During this heating a recrystallization of the original grain structure is initiated and - after finishing – a transformation of the recrystallized microstructure into an austenite microstructure follows.

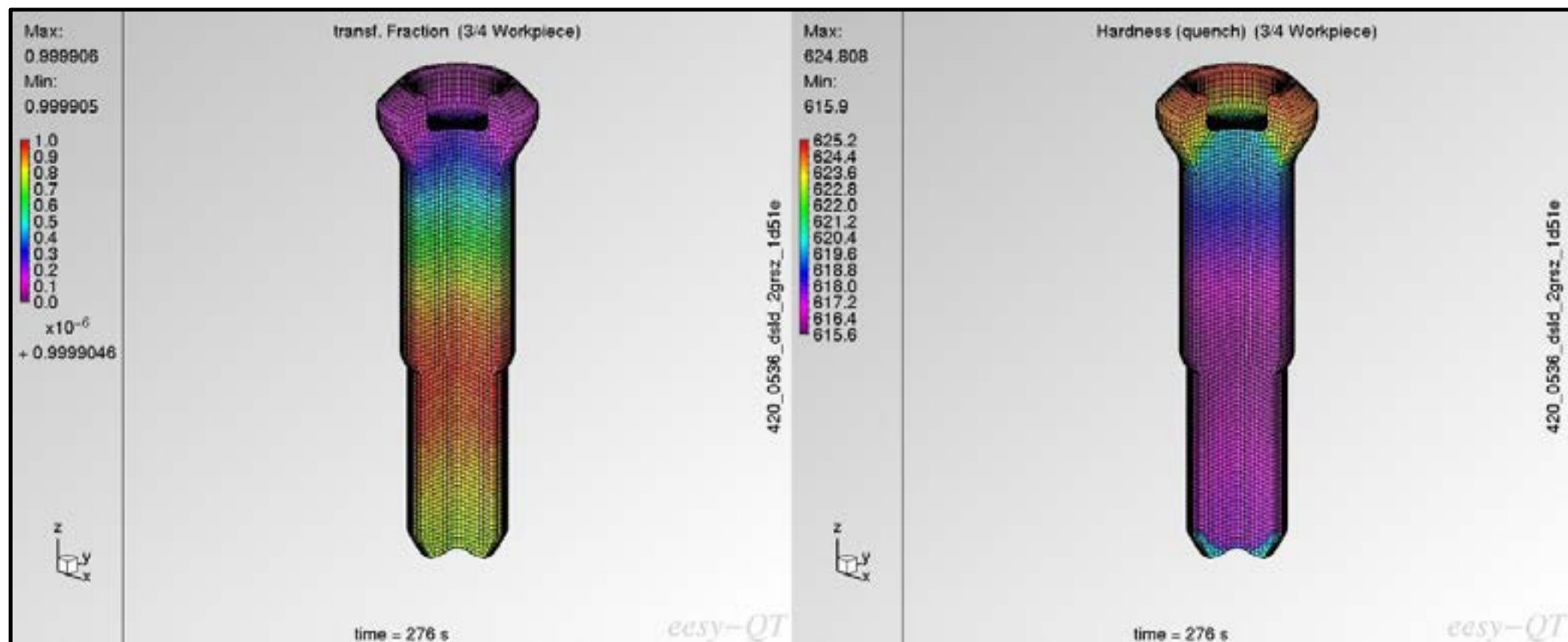


Depending on the initial microstructure (grain size, dislocation density) and the local heating conditions a complete or an only partial austenizing is the result of this first step. One effect of the austenizing is a grain refinement, as long as there is no significant grain growth due to a too long hold at high temperature. Another one is a homogenization of the microstructure.

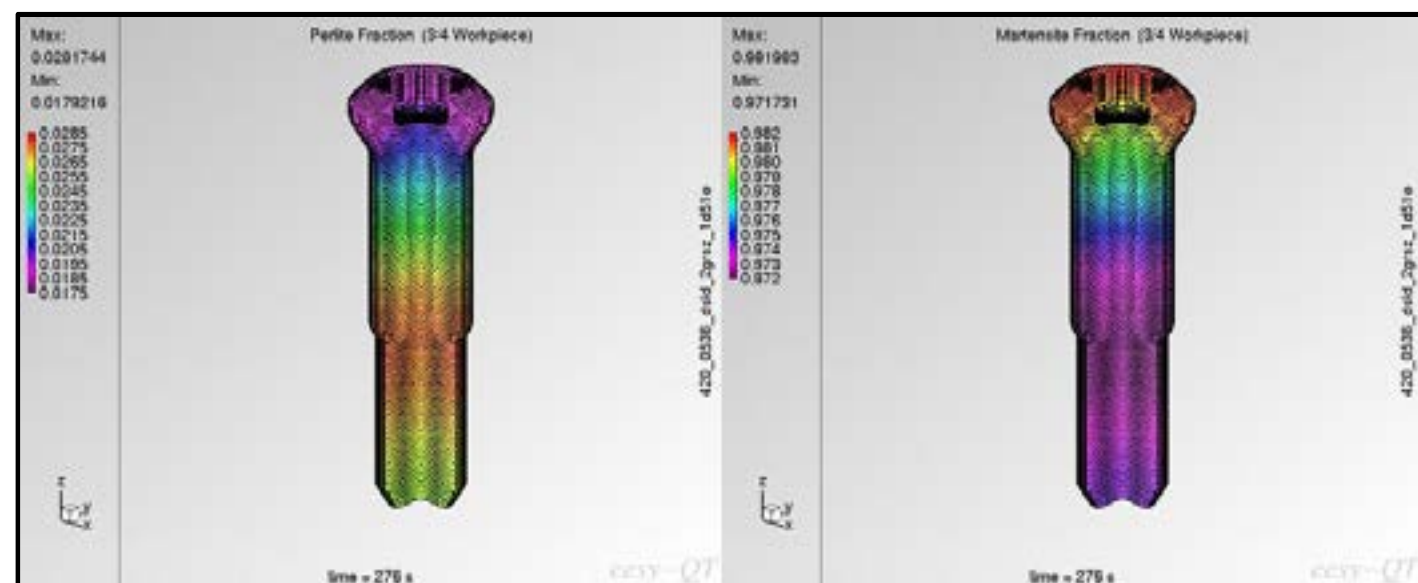
In the second heat treatment step a rapid cooling of the component is forced by an immersion into a quenching bath or by cooling in cold air. The main effect of this rapid cooling is a transformation of the microstructure from the previous step into a new microstructure built by ferrite, perlite, bainite and martensite. All this leads to the so called quenching hardness, whereby a complete transformation at the end of the quenching procedure does not automatically result in a uniform quenching hardness.



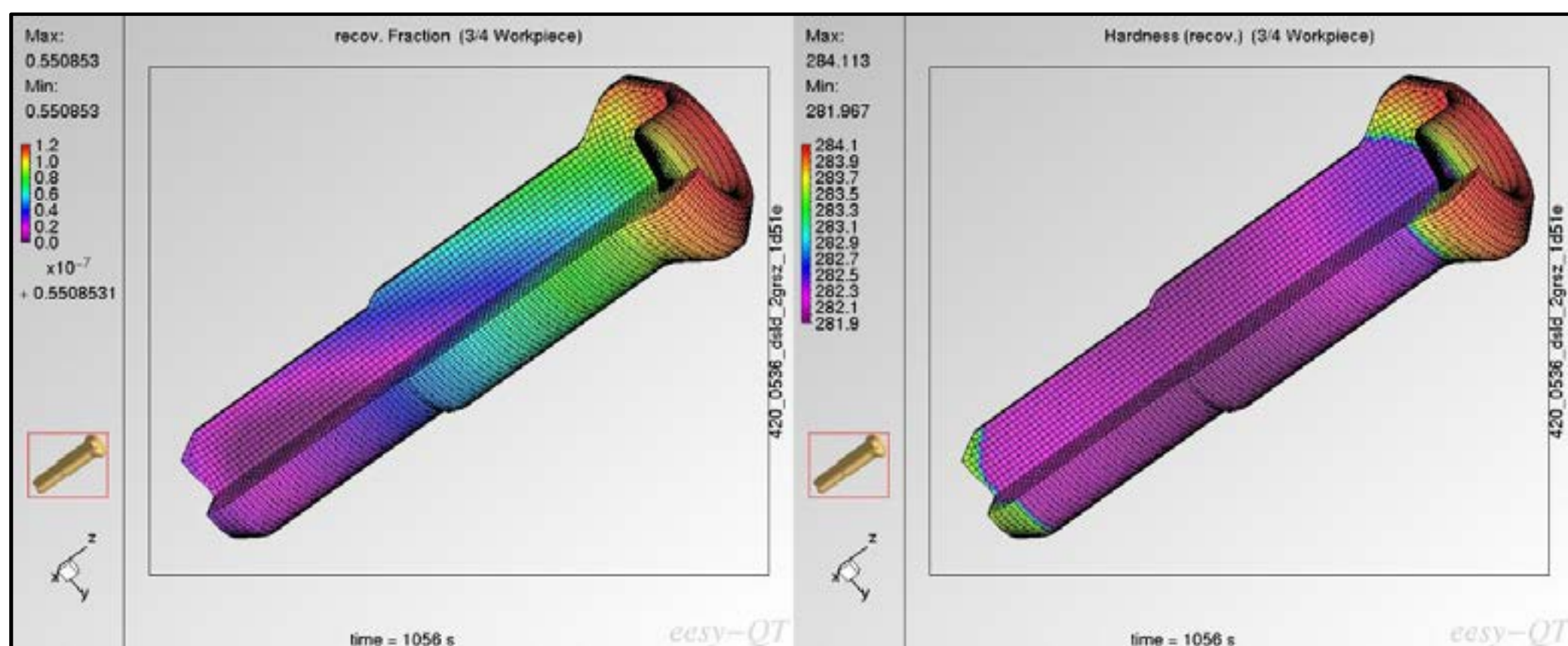
## Heat Treatment after Cold Forming - FEM and FDM based Simulations, Metal Forming Simulation combined with Simulation of Quenching and Tempering.



Depending on the temperature and the medium of the quenching bath the different areas of the component can undergo different cooling curves. Since the cooling speed has a significant influence on the partial microstructure transformation into the different possible structures (ferrite, perlite, bainite, martensite) the cooled component can show finally different local distributions of the different microstructures. The different microstructures represent different contributions to the quenching hardness so that at the end the quenching hardness can also show a local distribution.



The third and final heat treatment step applied to the cold forged component is the tempering procedure. Forced by a specific temperature of the surrounding media (furnace chamber) the component undergoes a re-heating up to the tempering temperature followed by long holding at this temperature. The first effect of the tempering is a recovery at very short times resulting in a local distribution of the amount of recovery and in the related recovery hardness.



The recovery is restricted to the martensite microstructure only. Following to the recovery the originally cold forged components undergoes a precipitation controlled final microstructure development leading to the final hardness.



## **Summary:**

The temperature distribution in forming tools and its non-stationary development are important aspects for the effectiveness of a chosen tribo-system, for the tool wear and for a number of assessments of the forming process and the involved forming tools.

A combined approach of forming simulation and temperature development simulation - both based on the FEM technique - in conjunction with a suitable and feasible procedure to consider any number of forming cycles results in a quite realistic temperature field in the forming tools, during the non-stationary start-up phase of a forming process as well as for the steady state situation of the tool temperature.

Since the feedback of the actual tool temperature from the tool temperature analysis system (TOOLTEMP-analyzer) to the forming simulation system is of high importance for the precision of the temperature result, the TOOLTEMP-analyzer takes over the control of the whole analysis procedure acting as a server and addressing the forming simulation system as a client for requesting the heat flow information for the next forming cycle based on the currently calculated temperature distribution in the forming tools and especially at the tool surface.

## **Literature:**

- /1/ Entwicklung eines FEM-basierten Softwaretools zur Simulation der Wärmebehandlung kaltgeformter Schmiedeteile einschließlich der Vorhersage der lokalen Härte-/Festigkeitsverteilung im vergüteten Zustands, 2016-2018.  
Zentrales Innovationsprogramm Mittelstand (ZIM)-Kooperationen,  
Gefördert durch: Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages.
  
- /2/ eesy-Software  
CPM GmbH, Herzogenrath, Germany, 2019  
CPM@CPMGMBH.COM



**CFRTP high speed forming by Servomotor driven screw press.**  
Alberto Gómez Doce e Yoshio Enomoto (ENOMOTO, Japan)

Slide 1

**High cycle deep drawing of PA6 matrix carbon fiber reinforced thermoplastics  
by servo-driven screw press**

Slide 2

**Contents**

- **Objectives of this study**
- **Basic deformation behavior of materials**
  - Test specimen used for the test
  - Bias Extension Test
  - Friction test
  - Non Isothermal forming test
  - AC servo-driven screw press machine
  - Temperature transition during forming
  - Forming results and forming window for CFRTP
  - Demonstration video of forming
  - Conclusion

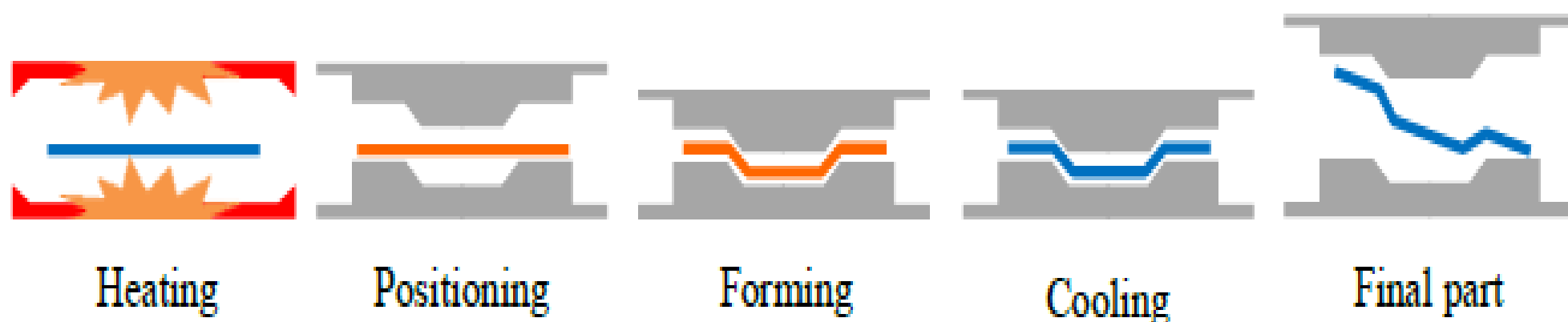
Slide 3

**Objectives of research work**

- **High cycle deep drawing**
- Develop processing techniques to **Complex-shaped parts** for large production volumes
- Prediction and **Avoiding defects** such as wrinkles or local fiber failure
- **Comparison of Reliability of other thermoforming processes** like matched metal die forming, rubber stamping, and diaphragm forming

Slide 4

**Two different Forming idea for Consolidated CFRTP (1)**



(a) Isothermal forming of consolidated FRTP sheet

(b) Non-isothermal forming of consolidated FRTP sheet



## Slide 5

### High cycle deep drawing of CFRTP(2)

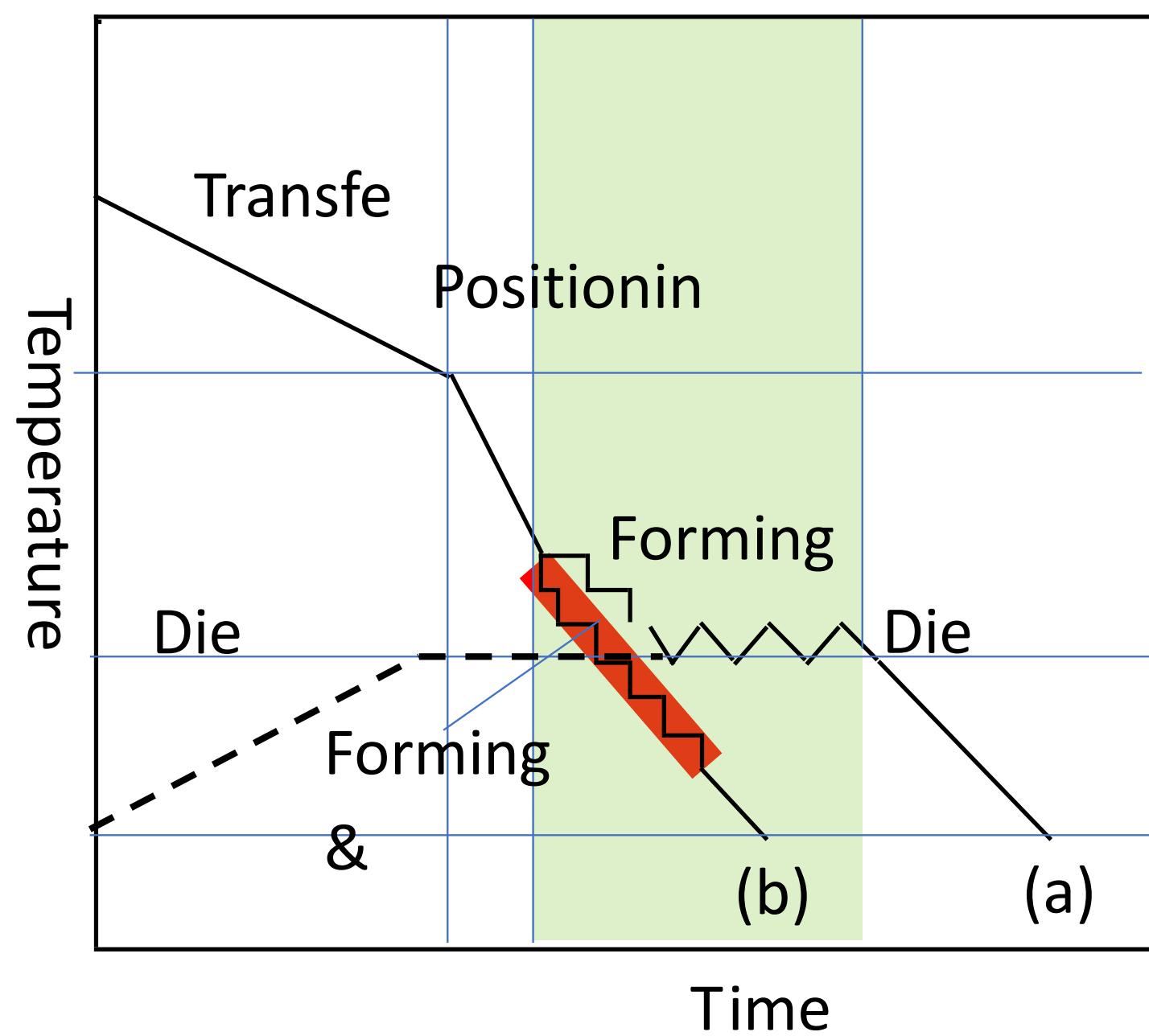
(a) Isothermal forming(Heat & Cooling)

(b) Non Isothermal Forming (Forming & Cooling)

Desirable forming conditions:

- 1) High ram speed
- 2) No braking at BDC
- 3) Low die temperature

than 100°C



If the forming will finish during cooling stage, the process time will be drastically reduced.

## Slide 6

### Points for Non Isothermal forming

- (1) Deformability of CFRTP
- (2) Lubricating condition between tool and material



(3) Characteristic of Forming machine; high speed forming machine

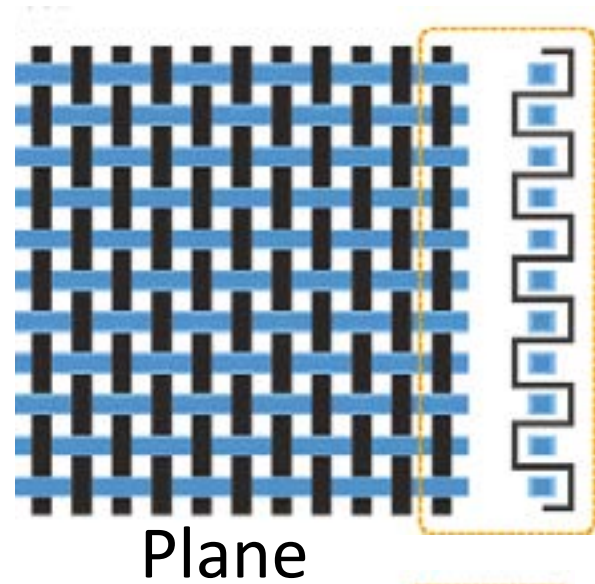
Automatic transfer of sheet by Robot to avoid temperature drop

Slide 7

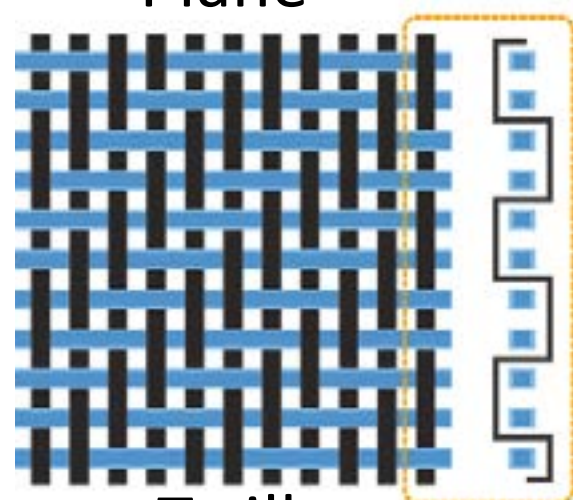
Test specimen used for the test

Table 1. Physical properties and its characteristics.

Name	Type	Thickness (mm)	Polymer	Density (kg/dm <sup>3</sup> )	Fiber content (vol. %)	Tensile strength (MPa)	Tensil modul
PA6-3KP5	Plane	1.0	PA6	1.5	55	750	45
PA6-3KP10	Plane	2.1	PA6	1.5	53	750	53
TEPEX dynamalite201	Twill	1.0	PA66	1.4	45	785	53



Plane



Twill

Microstructure of PA6-3KP5

Cross-section with a stacking sequence of [0/90/0/90/0] for testing





$\Phi 111 \times 2$  mm thickness test piece for forming

Slide 8

**Bias Extension Test**

Test condition 試験条件

Heat plates	80mm×60mm	
Materials	PA6 plane	PA66 twill
Test temp.	200~225°C	230~260°C
compression	0.012MPa	
Gage length	55mm	
Tension test after 5 min. holding at test temp.		

Heat plate

Thermocouple

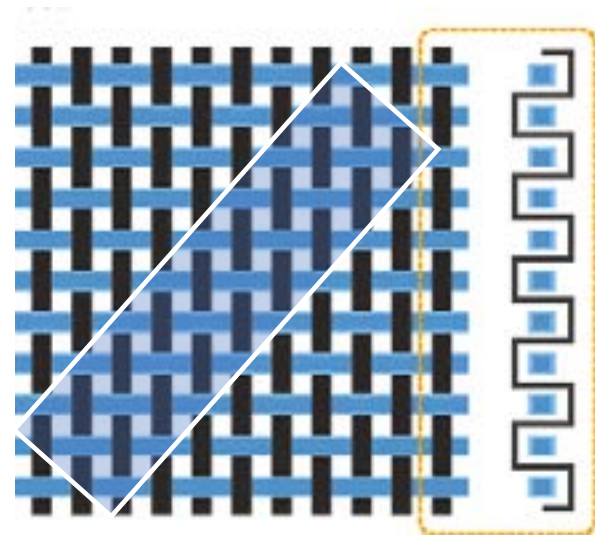
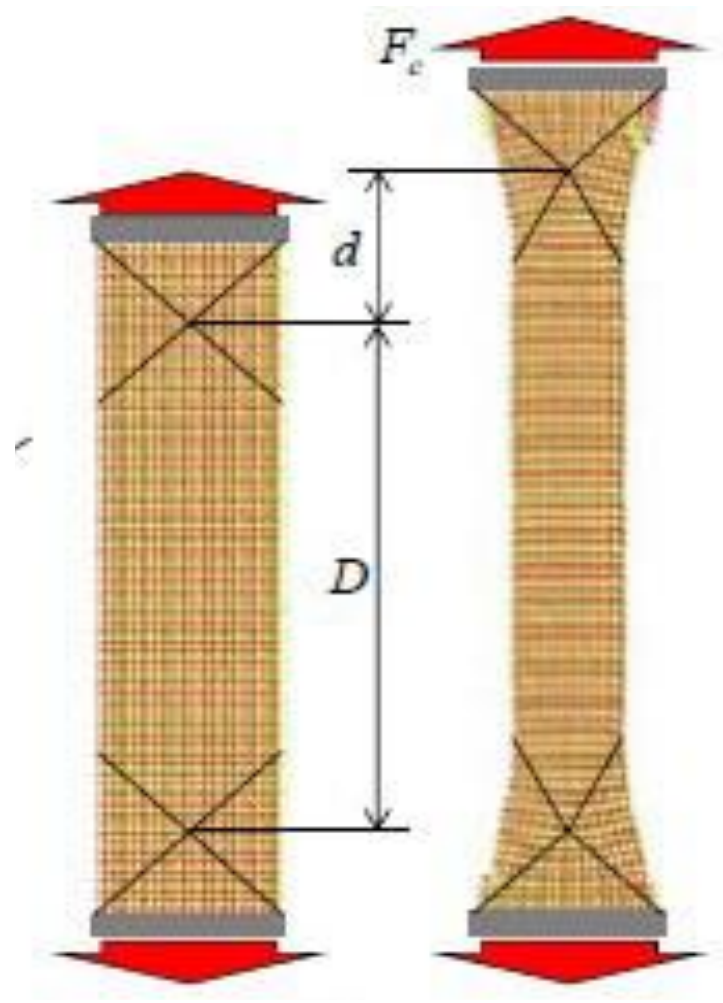
500kN Tensile test apparatus





Trellis angle  $\vartheta$

Measurement of trellis angle



Warp

weft

$25 \times 160 \times 1 \text{ mm}^3$

Specimen where the warp and weft yarns are oriented  $\pm 45^\circ$  to the direction of applied tensile load

Slide 9

Comparison of rocking angle  $\vartheta$  between plane and twill weaving

At low temperature



10mm



PA6-CFRTP

PA66-CFRTP

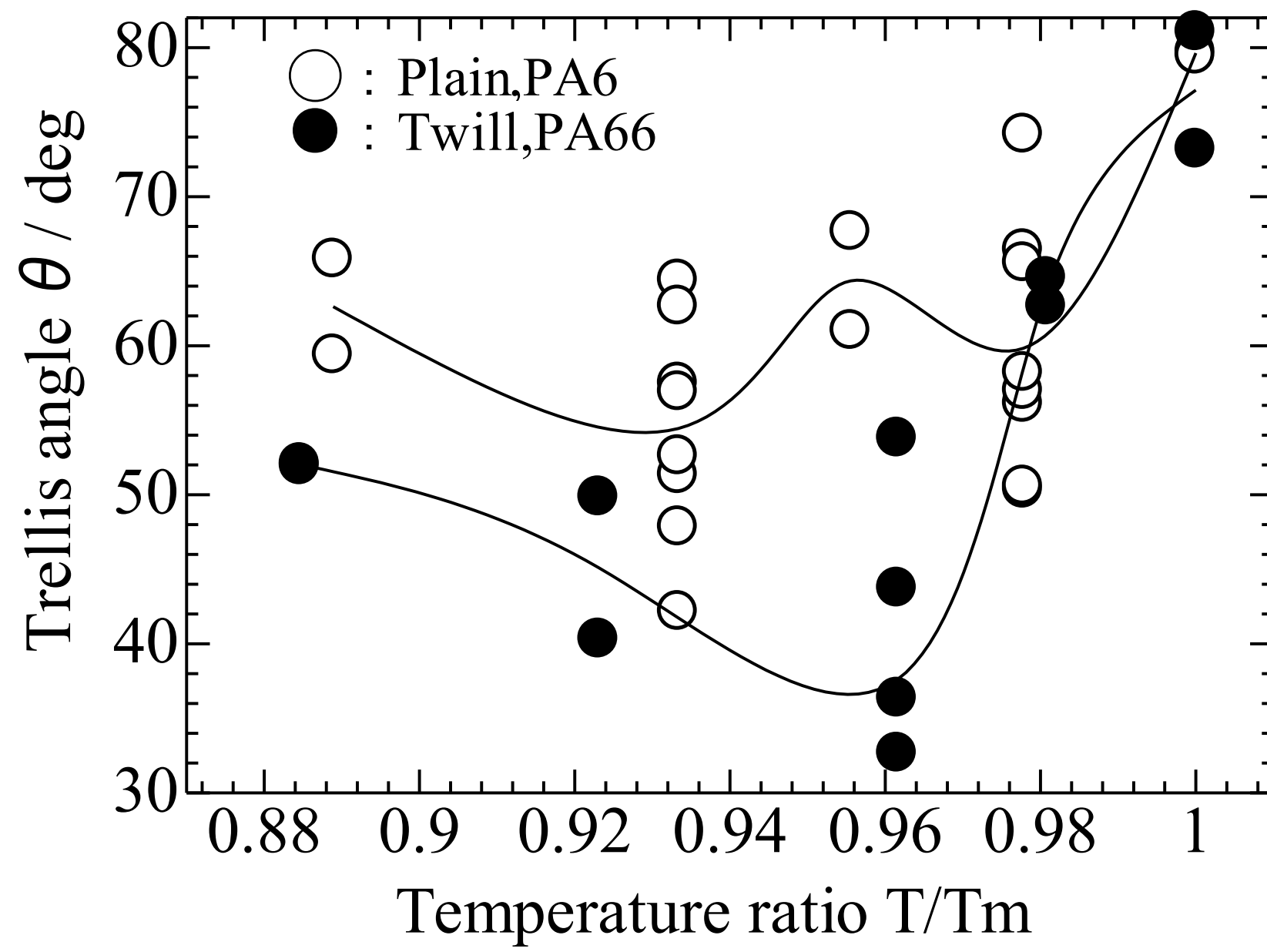


Fig.2 Trellis angle and temperature relationship

At high temperature



PA66-CFRTP



The temperature ratio  $T/T_m$  shows the ratio between test temperature and melting point. For both matrix, the minimum trellis angles exist between the ratio 0.93 to 0.96, which is equivalent to about 210°C and 250°C for PA6 and PA66, respectively.

Slide 10

### Friction test and evaluation of frictional condition

#### Test condition

Heating plate	SUS304 plate, size : 150mm×60mm	
Material s	PA6-CFRTP, plane	
Heating temp.	140°C, 180°C, 210°C	
Pressure	0.1 MPa	
Frictional condition	Mirror surface Ra 0.1 μm and Hard coating (Fluorine-containing thermosetting)	
A crosshead displacement rate of 1.0 mm/min.		



#### Appearance of test piece

(25×190× 1 mm<sup>3</sup>)



## Testing device

Test specimen

Compression plates

Spring installation stick

Heating plates

Coefficient of friction is calculated as:

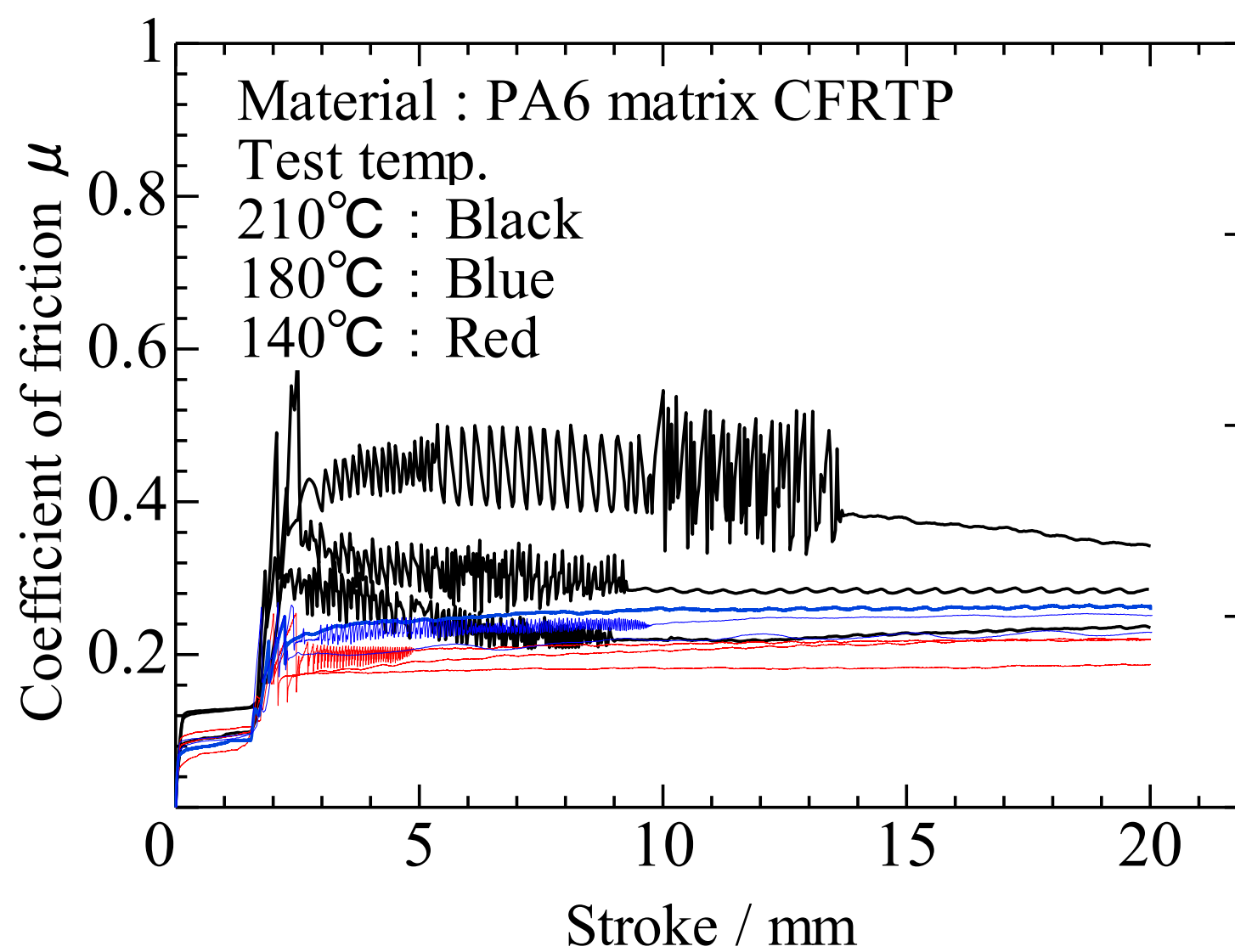
$$\mu = \frac{F}{2N}$$

$\mu$  : Coefficient of friction      F : Pull-out force(N)

N : Spring force(N)

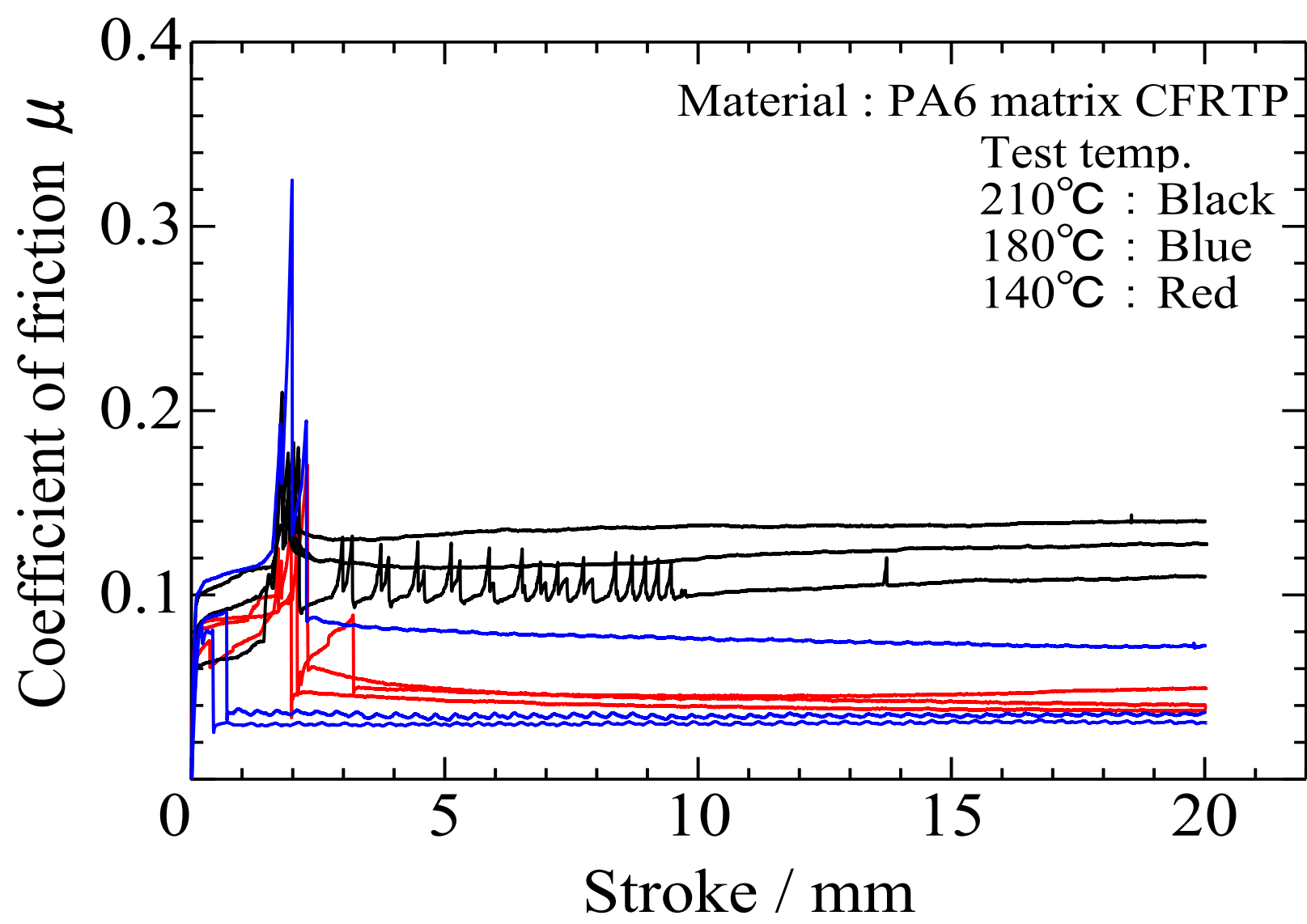
Slide 11

## Friction coefficient of PA6 matrix CFRTP



(a) Mirror surface finish





(b) Hard coating surface finish

Surface morphology of plate after friction test



(a) Mirror surface

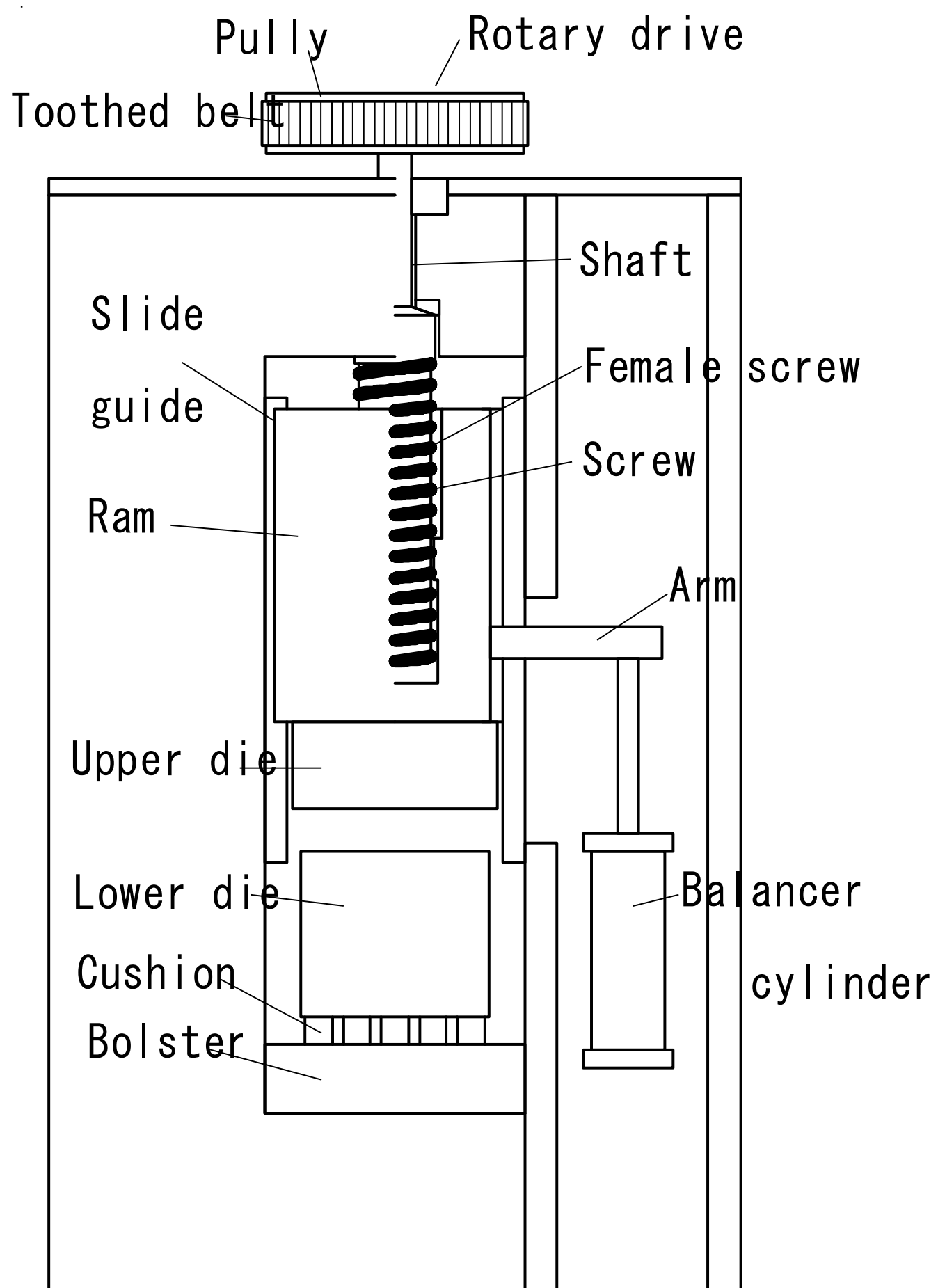
(b) Hard coating surface

Slide 12

AC servo-driven screw press machine

Fly wheel



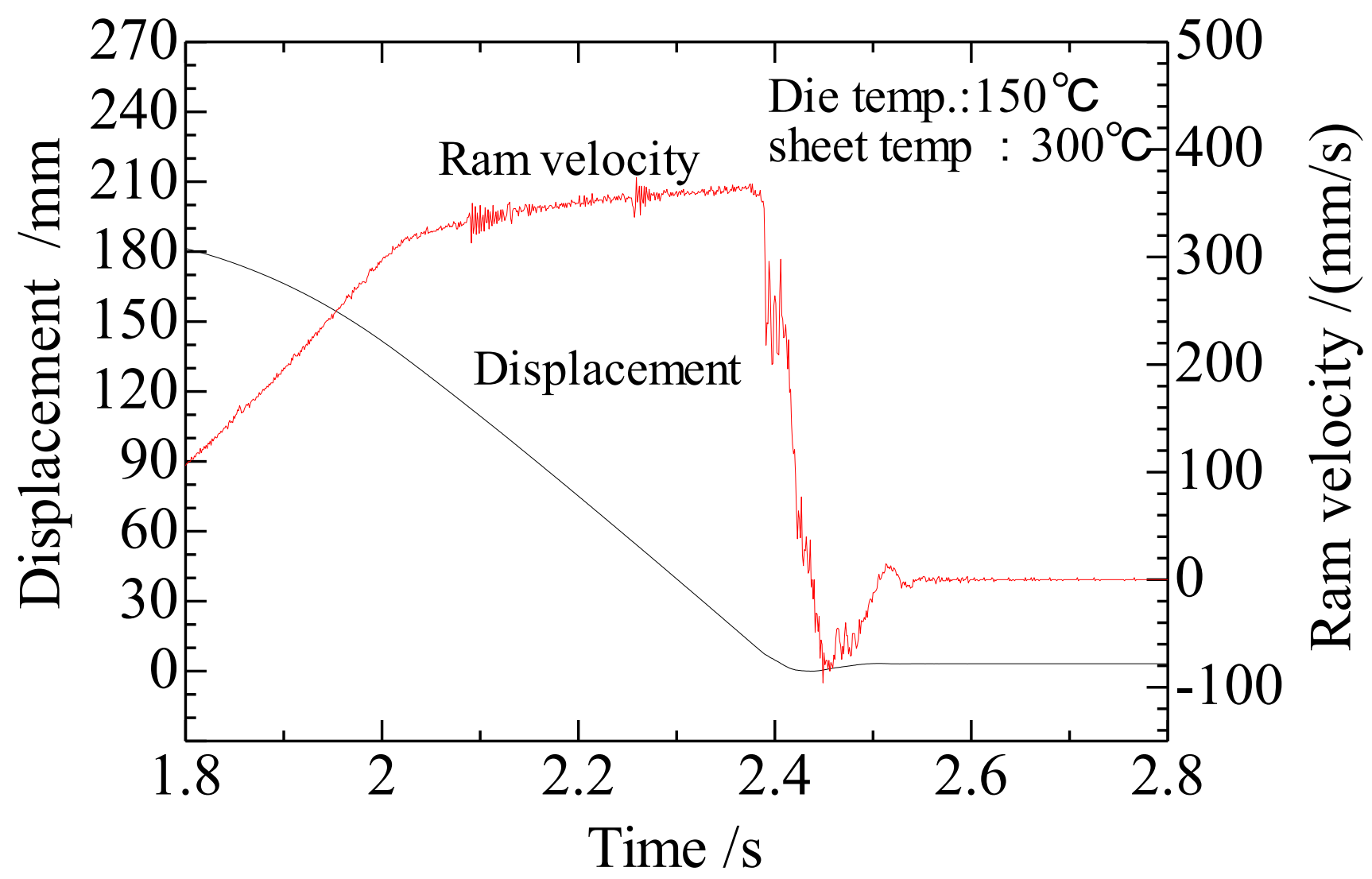


**Press front view**

**Characteristic of Screw press**

- 1) **High ram speed**
- 2) **No braking near at BDC**
- 3) **As a result, Low die temperature than 100°C**



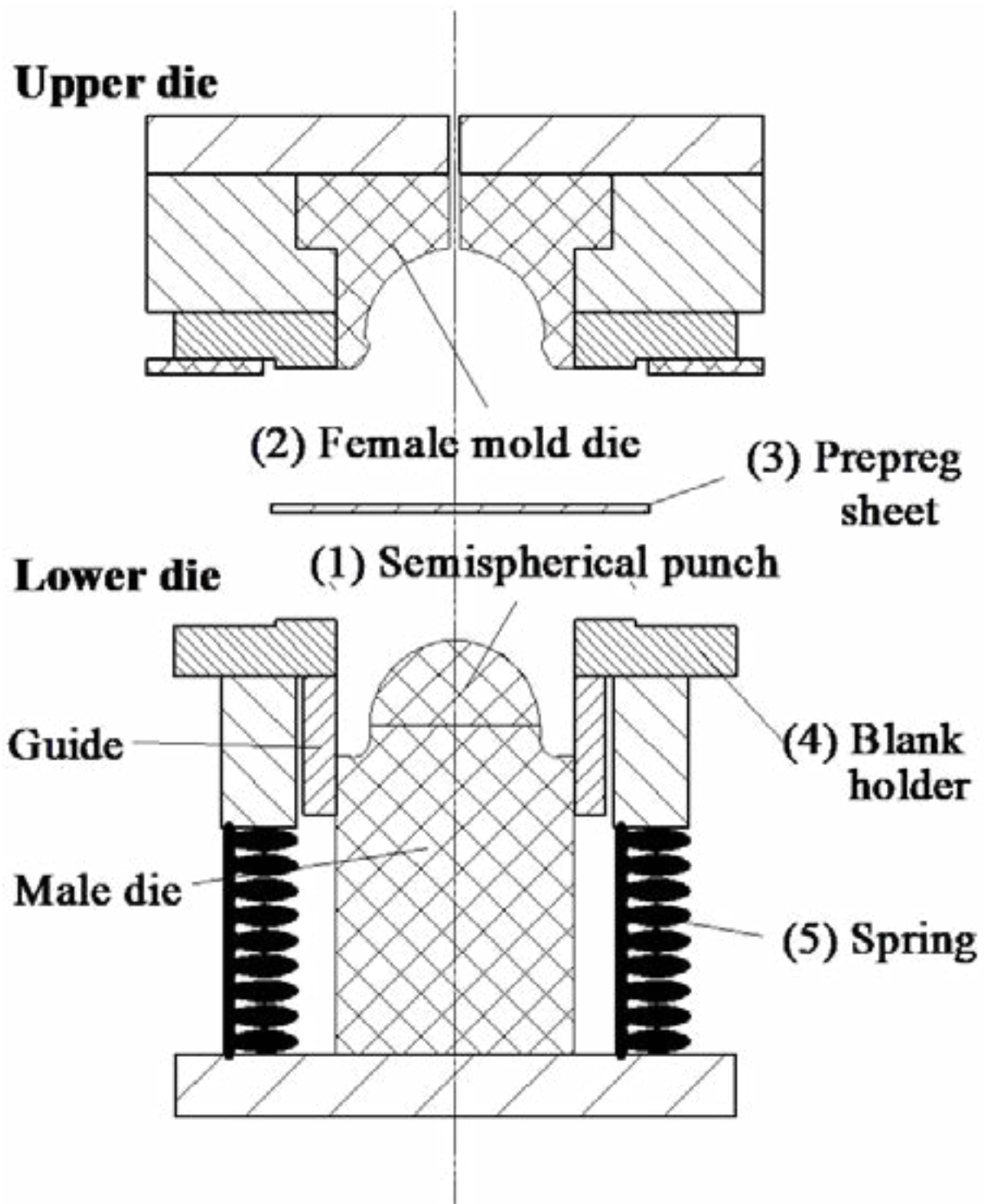


**Ram speed near bottom dead center(BDC)**

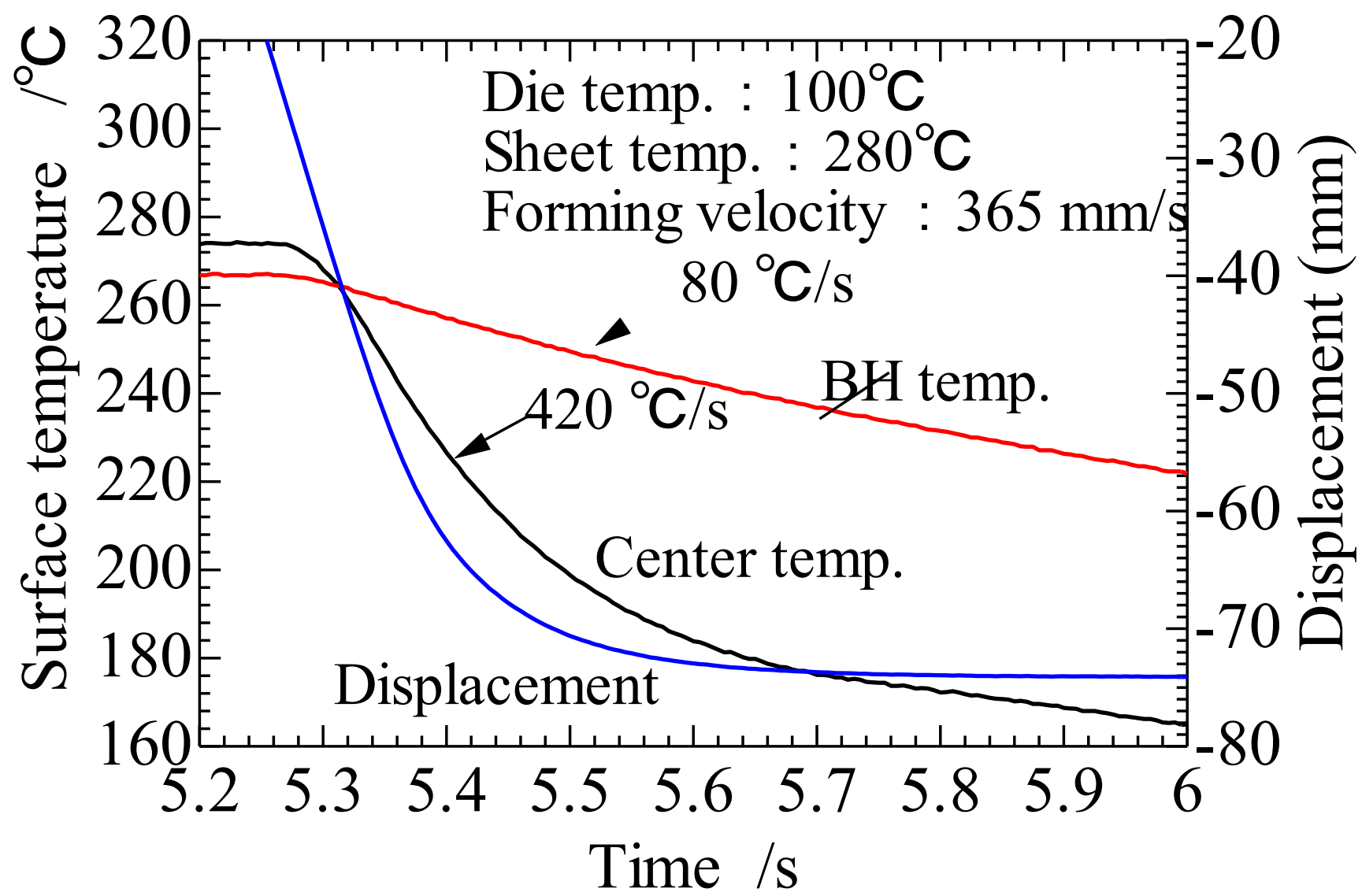
Slide 13

**Temperature transition and cooling rate for blank holder and center position heated up at 280 °C.**





Die assembly for Deep drawing  
with hemispherical punch (R29)



Temperature transition and cooling rate of CFRTP sheet heated up at 280°C at blank holder and center position



Slide 14

**Surface quality of hemisphere forming products and lower die appearance**

**Top**

**Bottom**

**Good surface**

**Forming speed:365mm/s**

**Die temp. :100°C**



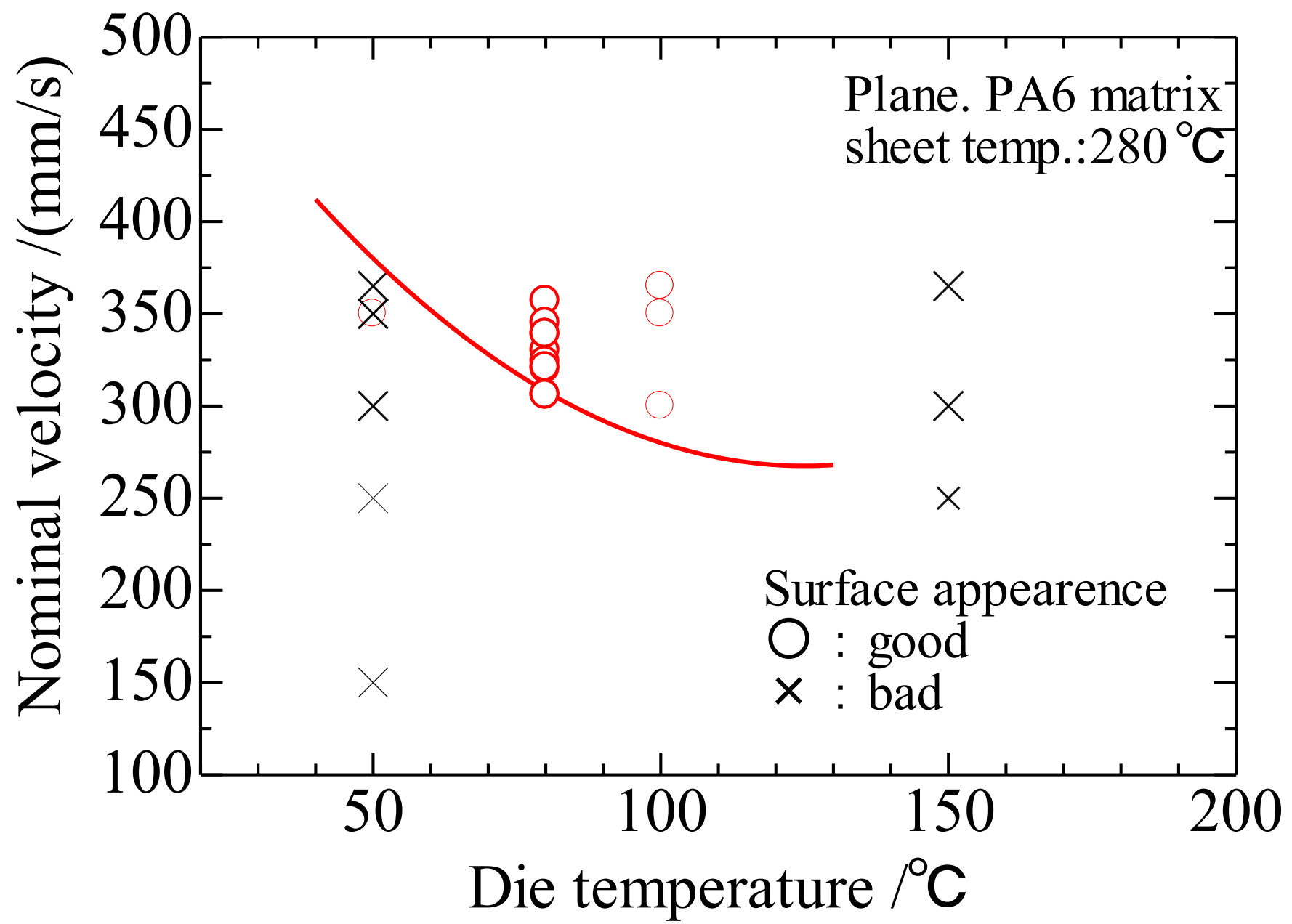
**Unfilled surface**

**Adhesion of the resin to a die at 150 °C die temperature**

Slide 15



Forming window for PA6 matrix CFRTP



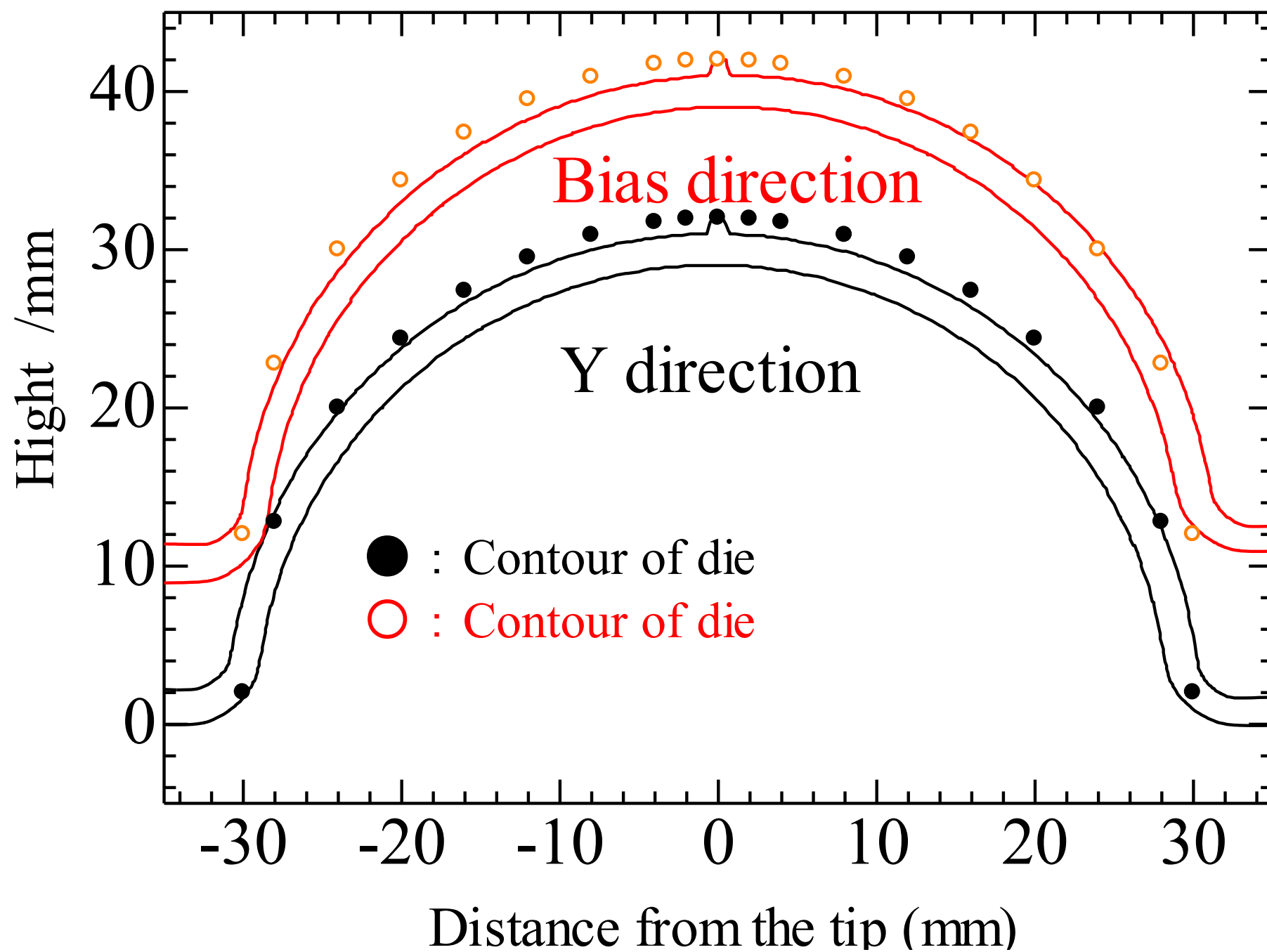
Unfilled



Bad surface quality

\*70MPa average normal pressure

## Thickness distribution after forming



2mm

### Microstructure inspection

The CFRTP sheet in the flange tends to become thinner.

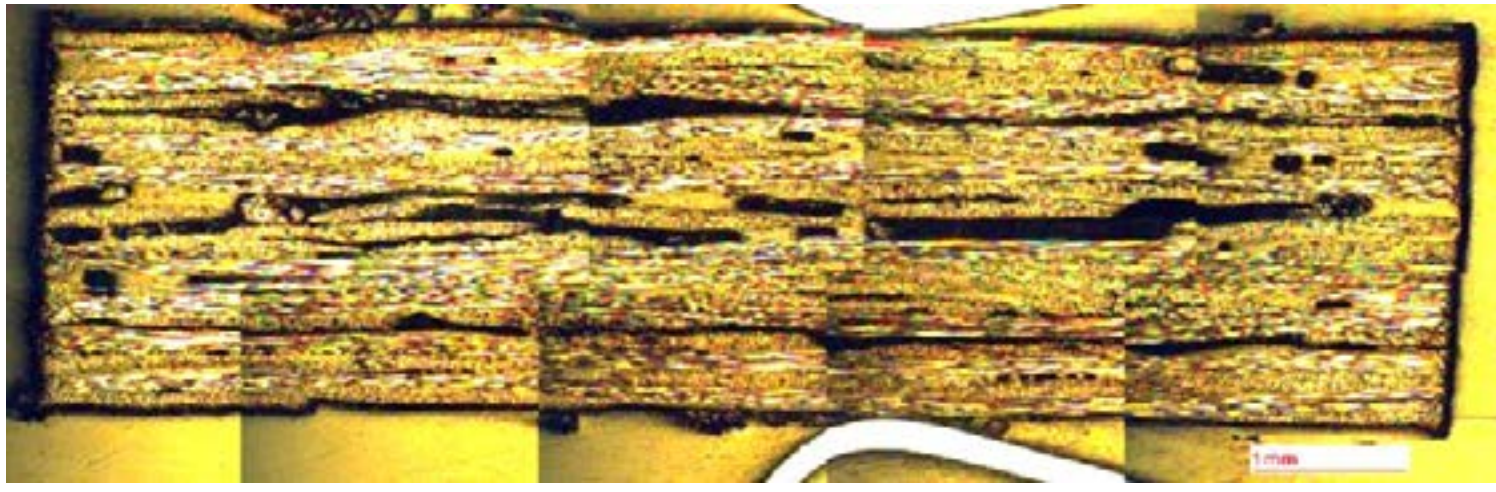
In warp or weft direction, it is very hard to be deformed, resulting the bottom thickness unchanged.

After cooling, hemisphere cup tends to open.

Slide 17

Effect of forming speed and die temperature on void formation



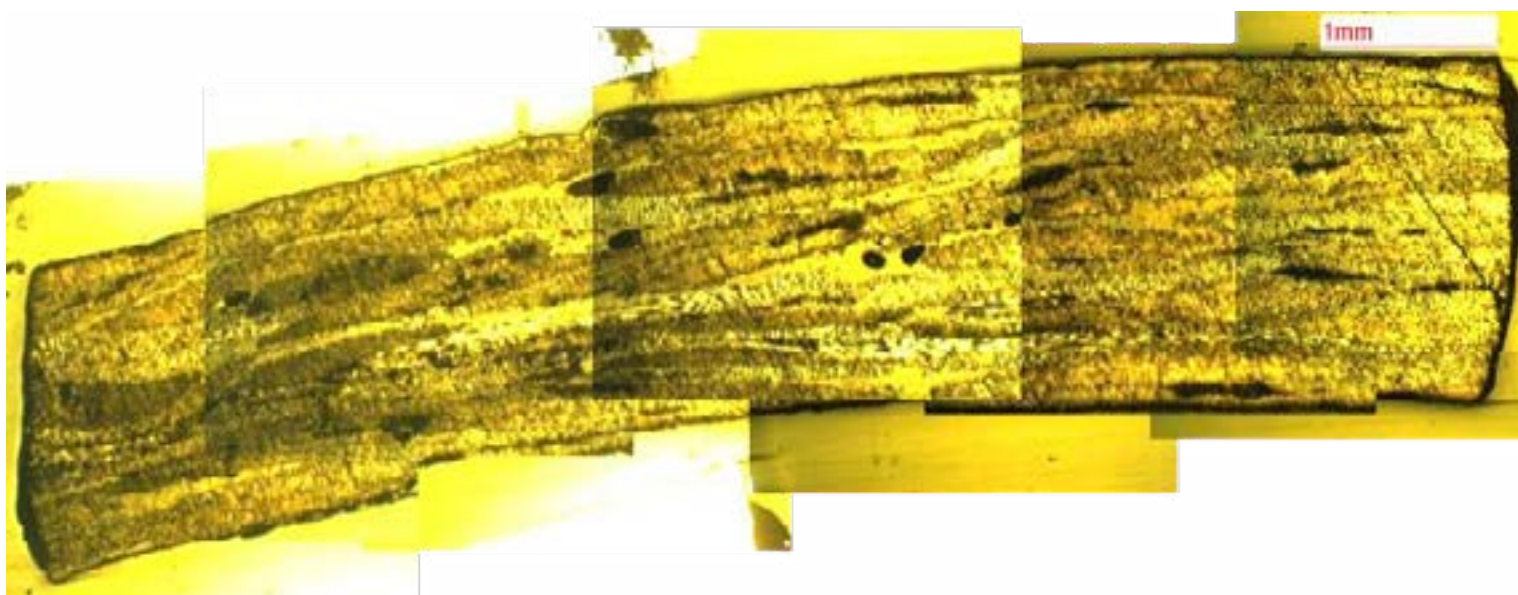


**(a) After heating at 280°C,**

**Vf = 12.78%**

**(b) Deformed by 50 mm/s ,**

**Die temp.= 80 °C, Vf = 4.66 %**



**(c) Deformed by 50 mm/s,**

**Die temp.=100 °C, Vf=3.24 %**

**(d) Deformed by 365 mm/s, P= 70 MPa,**

**Die temp.= 50 °C, Vf = 0.32 %**

## **Slide 20**

### **One Shot Isothermal Forming of Housing case**

**Bottom face**

**Top face**

**PA6 matrix CFRTP, 0.9 mm thickness, 100×100 ×25 depth**

## **Slide 21**

### **Conclusion**

**To accomplish High cycle deep drawing of PA6 matrix CFRTP,**

**(1) the die temperature must be kept to as possible as lower and the forming velocity must be as possible as higher.**

**(2) The new servo-driven Screw press is confirmed to be most suitable press to satisfy high cycle forming CFRTP with sound microstructure.**

## **Slide 22**

**Thank you for your kind attention!**

## **Slide 23**

**Deformation Mechanism of CFRTP**



## **Revestimentos PVD para processos de forjamento** *PVD Coatings for Forging Processes*

Hagen Schmidt  
(Oerlikon Surface Solutions AG / Liechtenstein)

Tools used in warm and hot forging are exposed to a complex combination of loads, most notable are high temperature, mechanical load and material flow. Consequently the tools will wear over time and finally need to be replaced. Depending on the main failure mode (abrasive or adhesive wear, plastic deformation, cracks etc.) various approaches exist to improve the process, with tool life being the main criteria to judge the success. Standard measures such as the choice of an alternative tool material, the optimization of heat or diffusion treatment are taken every day. Other approaches, such as the application of very hard and wear resistant thin-film coatings, are not regularly considered, despite their potential.

Latest generation PVD coatings offer – in addition to their typical benefit of superior wear resistance – excellent thermal stability. Hence they are well suited for high-temperature applications, such as aluminium die casting and high-speed net-shape forging. If the application is properly chosen, PVD coatings often offer a tool life improvement that goes well beyond what would typically be achieved when taking more conventional measures. However, for efficient process optimization the strengths of PVD coatings need to be considered as well as the cost situation of the whole manufacturing process.

An overview of recent coating projects in the warm and hot forging industry is presented, outlining individual challenges and key success factors. General recommendations are derived as to what types of forging processes will benefit most from the use of PVD coatings, i.e. the process improvement will likely result in not only a technical but a commercial success as well.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Influência do forjamento a quente e da laminação a frio em uma curva dilatométrica de um aço maraging 300 com elevado teor de Ti

R. V. de Melo <sup>(1)</sup>

C. A. S. de Oliveira <sup>(2)</sup>

### RESUMO

Neste trabalho se estudou a influência da deformação a frio e a quente nas curvas dilatométricas de um aço maraging C300 com alto teor de Ti. Para esse fim foram produzidas 3 amostras: Duas foram solubilizadas à 1050 °C por 1h sendo que uma foi imediatamente resfriada em água, enquanto a outra teve sua altura reduzida em 50 % por forjamento a quente em matriz aberta e então resfriada em água. A terceira amostra inicialmente sofreu uma redução de altura de 50 % por laminação à temperatura de 1200 °C com posterior resfriamento em água e, em seguida foi submetida a uma nova redução de 50 % na altura por laminação a frio. Observou-se que as curvas dilatométricas dos aços maraging, independente da deformação, apresentaram 4 áreas distintas de transformações, que variam entre aproximadamente 325-475 °C, 475-575 °C, 575-725 °C e 725-775 °C. As curvas dilatométricas também mostraram uma significativa influência da deformação na cinética de precipitação e formação da austenita, onde indicaram que, dependendo da deformação, pode aumentar a força motriz de formação de precipitados de baixa temperatura, fases S e  $\omega$ , ou dos precipitados de alta temperatura,  $Ni_3Ti$  e  $Fe_2Mo$ .

**Palavras chave:** Dilatometria, Aços Maraging, Forjamento, Laminação, transformação de fase.

### ABSTRACT

This work studied the influence of the cold and hot deformation on dilatometric curves of a maraging steel C300 with high Ti content. For that produced 3 samples: Two were solubilized at 1050 °C for 1 h where one of these was immediately cooled in water, while the other had its height reduced by 50% in height by open die forging and then cooled in water. The third sample had its height initially reduced by 50% by rolling at 1200 °C with subsequent cooling in water and then subjected to a further 50% reduction in height by cold rolling. It was observed that the dilatometric curves of the maraging steels, regardless of the deformation, presented 4 different transformation areas, ranging from approximately 325-475 °C, 475-575 °C, 575-725 °C and 725-

<sup>(1)</sup> M.Sc, Federal University of Santa Catarina, Brazil, vilainricardo@gmail.com

<sup>(2)</sup> Prof. D.Sc.; Federal University of Santa Catarina, Brazil, carlos.a@ufsc.br



775 °C. The dilatometric curves also showed a significant influence of the deformation in the precipitation and austenite formation kinetics, where they indicated that, depending on the type of deformation, it is possible to raise the driving force for formation of a low temperature precipitates, S and  $\omega$  phases, or high temperature precipitates, Ni<sub>3</sub>Ti and Fe<sub>2</sub>Mo.

**Key Words: Dilatometry, Maraging Steel, Forging, Rolling, Phase Transformation.**

## 1. INTRODUÇÃO

Aços maraging são aços martensíticos de baixo C e ultra alta resistência endurecidos por precipitação [1–3]. Esses aços possuem várias aplicações que vão desde a indústria esportiva até a indústria aeroespacial, sendo mais comumente utilizado em aplicações que exigem alta resistência e confiabilidade, como na indústria militar e nuclear [1,4,5]. Os aços maraging comumente comercializados são ligas ferrosas contendo Ni, Co, Mo e Ti, em que a quantidade destes elementos de liga definirá a sua resistência final.

Para atingir suas propriedades finais, estes aços passam por dois tratamentos térmicos: uma solubilização, comumente realizada à 1093 K (820 °C), seguido por um envelhecimento a 753 K (480 °C) [4,6–9]. Durante a solubilização os aços maraging adquirem uma matriz martensítica supersaturada em elementos de liga [10,11] contendo uma alta densidade de discordâncias [12]. Durante o envelhecimento, os elementos de liga supersaturados na matriz difundem para os defeitos cristalinos, formando partículas de segunda fase que, em temperaturas inferiores à 723 K (450 °C), podem ser intermetálicos S, X [13],  $\omega$  [13–15], Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo) [14] e, para maiores tempos, Fe<sub>2</sub>Mo [15]. Quando o material é envelhecido em temperaturas superiores a 723 K (450 °C), ocorre a formação de precipitados do tipo A<sub>3</sub>B (A = Ni, Cr, Fe e B = Ti, Mo, Al) devido à sua coerência com a matriz CCC [10,12,16] e Fe<sub>2</sub>Mo e/ou Fe<sub>6</sub>Mo<sub>7</sub> em tempos mais longos de envelhecimento [10,15,17–20]. Em tempos ainda maiores pode ocorrer a formação de austenita reversa, tanto devido a dissolução de precipitados A<sub>3</sub>B e consequente aumento local do teor de Ni e Co, estabilizadores da austenita [17,21–24], quanto devido a segregação destes elementos para contornos das ripas de martensita e contornos de grão da austenita prévia [25].

A formação de novas fases ocorre majoritariamente por nucleação heterogênea o que faz com que o aumento no número de defeitos cristalinos devido a deformação acelere a cinética da precipitação [26]. Isso foi verificado com a aceleração da cinética de precipitação de Ni<sub>3</sub>Ti em amostras deformadas a frio [27]. Contudo, embora haja um aumento inicial da dureza, a deformação a quente retarda a cinética de precipitação [28].

A deformação também afeta a formação de austenita reversa nos aços maraging. Devido a austenita se formar preferencialmente nos contornos das ripas de martensita [6], o refino dessa estrutura resultante da deformação a quente acelera sua cinética de formação [28]. Da mesma forma, a deformação promove uma precipitação mais fina, que posteriormente se dissolve enriquecendo a matriz localmente em Ni, acelerando a cinética da formação da austenita [6]. Embora a austenita reversa seja vista como prejudicial ao material por reduzir a resistência mecânica, a sua presença pode ser benéfica em casos que haja necessidade de uma maior tenacidade [29].

Diversos trabalhos, analisando curvas dilatométricas, verificaram as temperaturas de precipitação e da transformação  $\gamma \rightarrow \alpha'$  em aços maraging, porém há poucos estudos que analisam o efeito da deformação a quente e/ou a frio nas curvas dilatométricas e temperaturas das transformações destes aços. Dessa forma, esse trabalho visa preencher essa lacuna, verificando a influência da deformação a quente e a frio nas temperaturas de transformação e cinética de precipitação de um aço maraging C300 com alto teor de Ti.

## 2. METODOLOGIA

O material estudado, cuja composição é apresentada na Tabela 1, foi fornecido no formato de

dois discos de 140 mm de diâmetro, cada um com 10 e 20 mm de espessura cada. Do disco com 10 mm foram retiradas 2 amostras cúbicas com 10 mm de aresta, as quais foram solubilizadas à 1323 K (1050 °C) por 1 h. Após a solubilização, 1 amostra foi resfriada em água, e a restante retirada do forno, forjada a quente com redução de 50% da altura em passe único, e então resfriada em água. O disco com 20 mm de espessura foi inicialmente cortado no formato retangular de 100 x 50 x 20 mm para então passar por duas etapas de laminação: A primeira na temperatura de 1473 K (1200 °C) e redução de altura de 50 % com posterior resfriamento em água, e a segunda em temperatura ambiente, também com uma redução de 50 % de altura. Obteve-se então as 3 condições de estudo: Sem deformação (0%), forjada a quente (F50%) e laminado a quente e a frio (L50%50%).

A amostra referente a cada condição de estudo foi usinada no formato retangular de dimensões 10 x 5 x 5 mm, retirada da região central da amostra. Estas amostras foram então analisadas por dilatométrica em um dilatômetro Netzch 402C na faixa de temperatura de 373 à 1173 K com taxa de aquecimento de 0,08 K/s.

**Tabela 1:** Composição química do material estudado.

Ni	Co	Mo	Ti	Al	C	Mn	Si	Fe
18,6	9,4	5,2	1,0	0,10	0,03	0,04	0,19	Bal

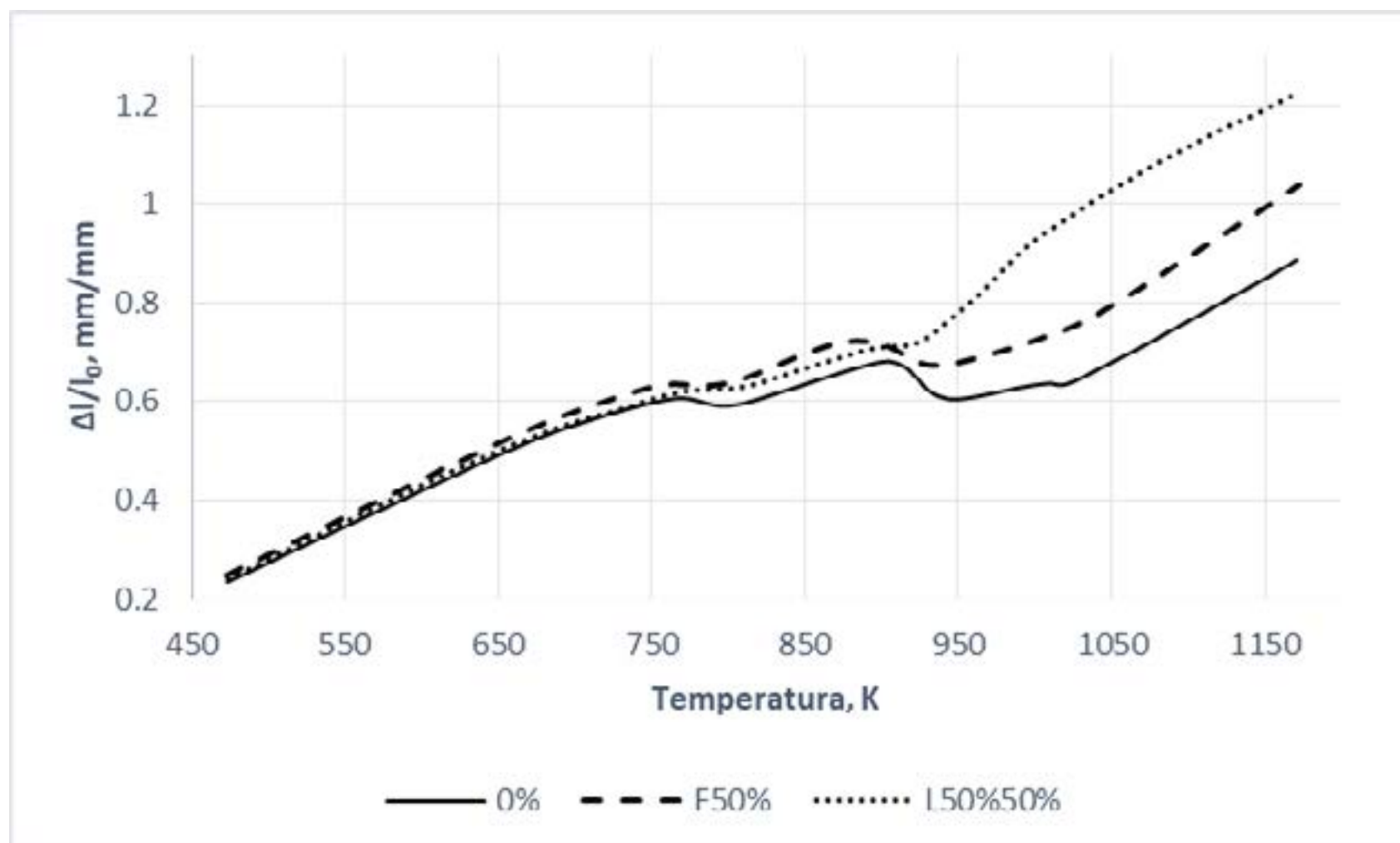
### 3. RESULTADO E DISCUSSÃO

A figura 1 mostra as curvas obtidas pelo ensaio de dilatométrica das amostras nas condições de deformação 0%, F50% e L50%50%, para uma taxa de aquecimento de 0,08 k/s. A perda de linearidade de uma curva dilatométrica indica a ocorrência de um rearranjo atômico, que nos aços maraging pode estar associada a: recuperação [22], refino da microestrutura [30], formação de carbeto [22] e precipitados, da transformação  $\alpha' \rightarrow \gamma$  por difusão e/ou cisalhamento [31,32] e durante o resfriamento a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha'$  [33].

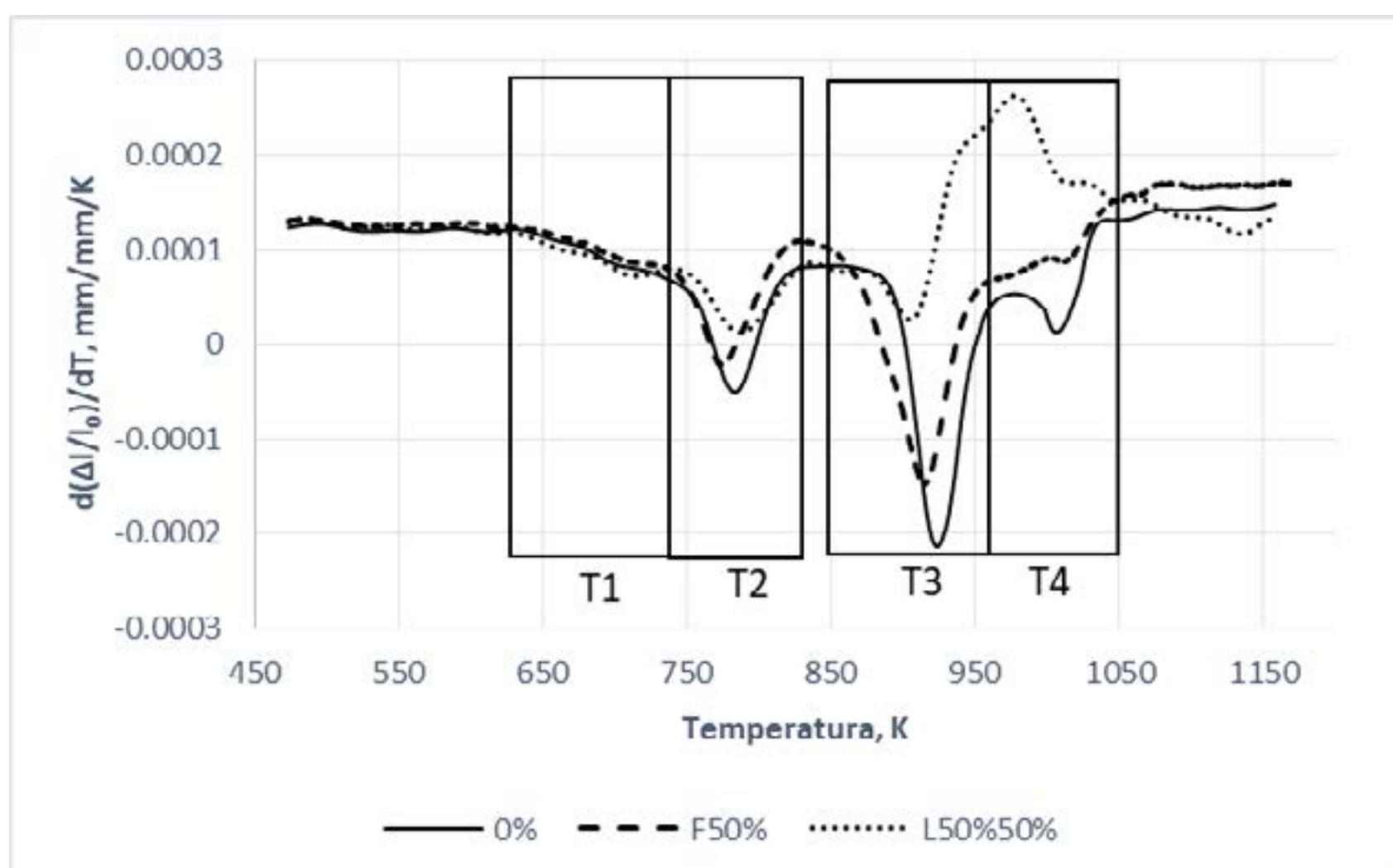
Para melhor distinguir cada faixa de transformação foi obtida a curva  $d(l/l_0)/dT$ , que são mostradas na figura 2. Observa-se 4 regiões de transformação distintas: T1, T2, T3 e T4. Os sufixos s e f na tabela 2 indicam a temperatura de início e de fim da respectiva região.

A região T1 (~670 - 750 K), é caracterizada por ocorrer a recuperação da estrutura martensítica, formação de carbeto [22] e pela formação de precipitados de baixa temperatura do tipo  $\omega$  [18], que, devido a ausência de tempo de incubação, ocorre mesmo com elevadas taxas de aquecimento [34]. A T2 (~750 -830 K) é caracterizada pela formação da fase meta estável  $A_3B$  e da estável  $Fe_2Mo$  e/ou  $Fe_7Mo_6$  (fase  $\mu$ ) [10,12,16,18–20,35,36]. Estas fases sempre se formam após a formação da fase  $\omega$  [11]. A região T3 (~875 – 950 K) caracteriza-se pela formação, por difusão, da austenita reversa enquanto a região T4 (~950 – 1040 K) é caracterizada pela formação da austenita reversa por cisalhamento [3,19,31,37,38].





**Figura 1:** Curvas de dilatométrica para as condições 0%, F50% e L50%50%



**Figura 2:** Derivada da curva de dilatométrica pela temperatura para as condições 0%, F50% e L50%50%. T1, T2, T3 e T4 indicam as diferentes regiões de transformação nos aços maraging.

**Tabela 2:** Temperaturas de início e fim das regiões T1, T2, T3 e T4.

Deformação	Temperatura, K							
	T1s	T1f	T2s	T2f	T3s	T3f	T4s	T4f
0%	688	751	751	823	883	966	993	1038
F50%	671	733	763	818	876	953	976	1033
L50%50%	696	728	753	831	881	951	953	1013

A tabela 3 contém os valores de máxima transformação,  $T_m$ , das regiões T1, T2 e T3, obtidos a partir dos valores mínimos da curva  $d(l/l_0)/dT$ , figura 2. Observa-se que a amostra L50%50% foi a única que apresentou um valor de  $T_m$  para a região T1 e não possuiu um valor bem definido de  $T_m$  para a região T4. O motivo disso ter ocorrido será futuramente discutido.

**Tabela 3:** Valores de  $T_m$  para as condições 0%, F50% e L50%50%.

Amostra	Temperatura, K			
	T1	T2	T3	T4
0%	-	783	923	1008
F50%	-	774	915	1012
L50%50%	713	788	906	-

Para compreender o efeito da deformação nas transformações de fases, é importante analisar a dilatação total,  $\Delta T_x$ , de cada uma das regiões:  $\Delta T_1$ ,  $\Delta T_2$ ,  $\Delta T_3$  e  $\Delta T_4$ . Para isso foram calculados os valores de  $\Delta T_x$  conforme mostrado na figura 3. Os resultados da dilatação total são mostrados na tabela 4. Analisando os valores de  $\Delta T_1$  e  $\Delta T_2$ , é possível verificar que a deformação aumentou o volume transformado na região T1, sendo este muito mais significativo para a amostra L50%50%. Isso ocorre devido ao aumento da nucleação heterogênea promovido pelo aumento do número de defeitos cristalinos [26]. O aparecimento de  $T_m$  para a amostra L50%50% indica que, além do aumento da nucleação, ocorreu uma aceleração desta nucleação quando a amostra é deformada a frio.

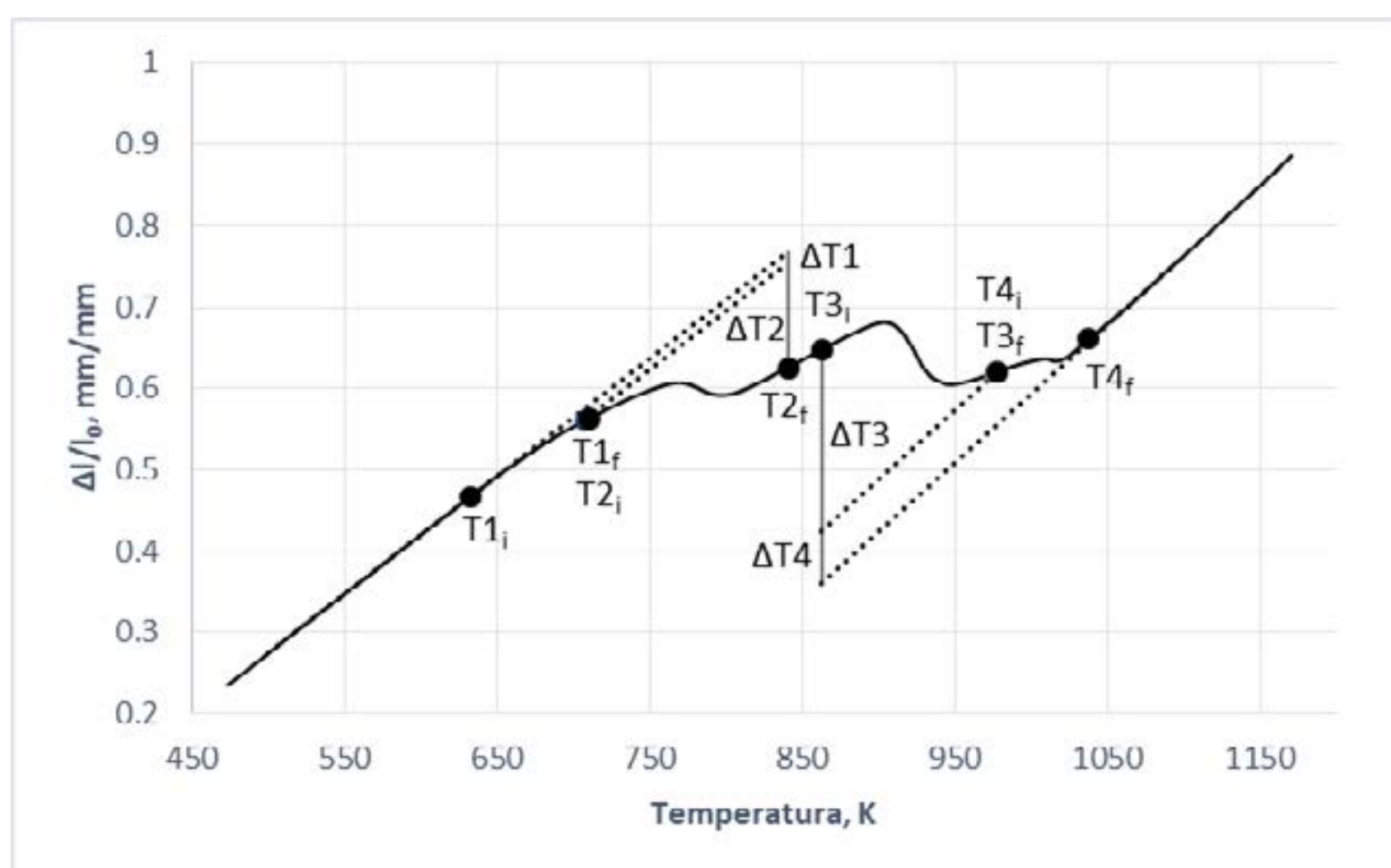


Figura 3: Curva dilatométrica da amostra com 0% de deformação.  $\Delta T$  mostra o volume total transformado para cada uma das regiões.

**Tabela 4:** Valores de  $\Delta T$  para as 3 condições de estudo

Amostra	Dilatação, mm/mm			
	$\Delta T_1$	$\Delta T_2$	$\Delta T_3$	$\Delta T_4$
0%	0,0153	0,1260	0,2207	0,0622
F50%	0,0272	0,0876	0,2687	0,0534
L50%50%	0,0397	0,0815	-0,0338	0,0975

Com um aumento do volume transformado em T1, ocorre tanto uma redução do número de discordâncias causada pela recuperação da microestrutura, quanto um empobrecimento de elementos de liga na matriz em decorrência da precipitação da fase S e  $\omega$ . Esses dois fatores acarretam em uma redução da força motriz para as transformações subsequentes em T2, como verificado na tabela 4. Contudo, Lian et al [27] ao laminar a frio os aços maraging não verificaram uma redução no volume de  $Ni_3Ti$  na região T2. Isso ocorreu pois Lian et al apenas verificaram amostras envelhecidas a 510 °C, onde o rápido aquecimento inibiu a precipitação de  $\omega$ , fazendo com que a alta densidade de discordância propiciasse a nucleação heterogênea de  $Ni_3Ti$ .

Observa-se nas tabelas 2 e 3, que a deformação acelerou tanto o início da região T3, quanto a temperatura de máxima cinética da mesma. Esta queda ocorre em decorrência das transformações



precedentes nas regiões T1 e T2, onde, devido a deformação ter acelerado a formação de um maior volume dos precipitados metaestáveis S e  $\omega$  na região 1. Como estes precipitados são mais instáveis que os precipitados Ni<sub>3</sub>Ti, Fe<sub>2</sub>Mo e/ou Fe<sub>6</sub>Mo<sub>7</sub>, formados na região T2, com o aumento da temperatura os precipitados S e  $\omega$  se dissolvem de forma mais rápida, enriquecendo localmente a matriz em Ni e Mo. Isso acarreta em um aumento da força motriz da transformação  $\alpha' \rightarrow \gamma$  e, conseqüentemente, uma redução nas temperaturas T<sub>3s</sub>, T<sub>3f</sub> e T<sub>3m</sub>.

Como no fim da transformação T4, o material se encontrará totalmente austenítico, quanto maior a transformação na região T3, menor deverá ser a transformação da região T4, como observado com o aumento de T<sub>m</sub> para a amostra F50%. Contudo, como as texturas decorrentes da deformação a quente e a frio são diferentes nos aços maraging [39], estas geram uma direção preferencial para a transformação  $\alpha' \rightarrow \gamma$  distinta para as três condições de análise, tornando o valor de  $\Delta T_4$  das três condições de deformação não comparáveis entre si.

### AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a CAPES e CNPq pelo financiamento do projeto e pela bolsa de estudos que viabilizaram a execução deste trabalho.

### REFERENCES

- [1] W. Sha, Q. Li, E.A. Wilson, Precipitation, microstructure and mechanical properties of low nickel maraging steel, *Mater. Sci. Technol.* 27 (2011) 983–989. doi:10.1179/1743284710Y.0000000019.
- [2] Y. He, K. Yang, W. Sha, Z. Guo, K. Liu, Age hardening and mechanical properties of a 2400 MPa grade cobalt-free maraging steel, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 37 (2006) 1107–1116. doi:10.1007/s11661-006-1089-4.
- [3] R. Casati, J. Lemke, A. Tuissi, M. Vedani, Aging Behaviour and Mechanical Performance of 18-Ni 300 Steel Processed by Selective Laser Melting, *Metals (Basel)*. 6 (2016) 1–13. doi:10.3390/met6090218.
- [4] W. Sha, Z. Guo, *Maraging Steels : Modelling of Microstructure , Properties and*, 1st ed., Woodhead Publishing, Oxford, 2009.
- [5] A.M. Hall, C.J. Slunder, *The Metallurgy, Behavior, and Application of the 18-Percent Bickel Maraging Steels*, Washington, D.C., 1968.
- [6] A. Ali, M. Ahmed, F.H. Hashmi, A.Q. Khan, Austenite reversion in cold formed 18 wt-%Ni 350 grade maraging steel, *Mater. Sci. Technol.* 10 (1994) 97–101. doi:10.1179/mst.1994.10.2.97.
- [7] R. Kapoor, S. Sunil, G. Bharat Reddy, S. Nagaraju, T.S. Kolge, S.K. Sarkar, Sarita, A. Biswas, A. Sharma, Electric current induced precipitation in maraging steel, *Scr. Mater.* 154 (2018) 16–19. doi:10.1016/j.scriptamat.2018.05.013.
- [8] C.N. Park, Y.G. Kim, Effects of repeated thermal cyclings on the transformation behaviour, microstructure and mechanical properties in a cobalt-free tungsten-containing maraging steel (W-250), *Mater. Sci. Eng. A.* 123 (1990) 255–260. doi:10.1016/0921-5093(90)90291-A.
- [9] F. Cajner, D. Landek, S. Šolić, H. Cajner, Effects of thermochemical treatments on properties of maraging steels, *Surf. Eng.* 22 (2006) 468–471. doi:10.1179/174329406x150486.
- [10] V.K. Vasudevan, S.J. Kim, C.M. Wayman, Precipitation reactions and strengthening behavior in 18 Wt Pct nickel maraging steels, *Metall. Trans. A, Phys. Metall. Mater. Sci.* 21 A (1990) 2655–2668. doi:10.1007/BF02646061.
- [11] W. Sha, A. Cerezo, G. Smith, Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels: Part IV. Discussion and conclusions, *Metall. Trans. A.* 24 (1993) 1251–1256. doi:10.1007/BF02668193.
- [12] K. Macek, P. Lukáš, J. Janovec, P. Mikula, P. Strunz, M. Vrána, M. Zaffagnini, Austenite content and dislocation density in electron-beam welds of a stainless maraging steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 208 (1996) 131–138. doi:10.1016/0921-5093(95)10047-4.
- [13] R. Tewari, S. Mazumder, I.S. Batra, G.K. Dey, S. Banerjee, Precipitation in 18 wt% Ni maraging steel of grade 350, *Acta Mater.* 48 (2000) 1187–1200. doi:10.1016/S1359-6454(99)00370-5.
- [14] J.M. Pardal, S.S.M. Tavares, M.P. Cindra Fonseca, H.F.G. Abreu, J.J.M. Silva, Study of the austenite quantification by X-ray diffraction in the 18Ni-Co-Mo-Ti maraging 300 steel, *J. Mater.*

- Sci. 41 (2006) 2301–2307. doi:10.1007/s10853-006-7170-y.
- [15] W. Sha, A. Cerezo, G.D.W. Smith, Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels: Part III. Model Alloys, *Metall. Mater. Trans. A*. 24 (1993) 1241–1249. doi:10.1007/BF02668192.
- [16] S. Floreen, The physical metallurgy maraging steels, *Metall. Rev.* (1968) 115–128.
- [17] M. Ahmed, I. Nasim, S.W. Husain, Influence of nickel and molybdenum on the phase stability and mechanical properties of maraging steels, *J. Mater. Eng. Perform.* 3 (1994) 248–254. doi:10.1007/BF02645850.
- [18] J.B. Lecomte, C. Servant, G. Cizeron, A comparison of the structural evolution occurring during anisothermal or isothermal treatments in the case of nickel and manganese type maraging alloys, *J. Mater. Sci.* 20 (1985) 3339–3352. doi:10.1007/BF00545204.
- [19] K. Rohrback, M. Schmidt, *ASM Handbook, Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, ASM International, 1990. doi:10.1361/asmhba0001043.
- [20] K. Stiller, F. Danoix, A. Bostel, Investigation of precipitation in a new maraging stainless steel, *Appl. Surf. Sci.* 94–95 (1996) 326–333. doi:10.1016/0169-4332(95)00394-0.
- [21] Y. He, K. Yang, W. Sha, Microstructure and Mechanical Properties of a 2000 MPa Grade Co-Free Maraging Steel, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 36 A (2005) 2273–2287. doi:10.1007/s11661-005-0100-9.
- [22] D.T. Peters, C.R. Cupp, The Kinetics of Aging Reactions in 18 Pct Ni Maraging Steels, *Trans. Metall. Soc. AIME*. 236 (1966) 1420–1429.
- [23] X. Li, Z. Yin, Reverted austenite during aging in 18Ni(350) maraging steel, *Mater. Lett.* 24 (1995) 239–242. doi:10.1016/0167-577X(95)00109-3.
- [24] S.S.M. Tavares, H.F.G. Abreu, J.M. Neto, M.R. da Silva, I. Popa, A thermomagnetic study of the martensite–austenite phase transition in the maraging 350 steel, *J. Alloys Compd.* 358 (2003) 152–156. doi:10.1016/S0925-8388(03)00335-9.
- [25] U.K. Viswanathan, G.K. Dey, V. Sethumadhavan, Effects of austenite reversion during overaging on the mechanical properties of 18 Ni (350) maraging steel, *Mater. Sci. Eng. A*. 398 (2005) 367–372. doi:10.1016/j.msea.2005.03.074.
- [26] D. a. Porter, K.E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, 2nd ed., CHAPMAN & HALL, London, 1992.
- [27] Y. Lian, J. Huang, J. Zhang, C. Zhao, W. Gao, Z. Zhang, M. Ma, Effects of cold rolling on the microstructure and properties of Fe-Cr-Ni-Mo-Ti maraging steel, *Mater. Sci. Eng. A*. 712 (2018) 663–670. doi:10.1016/j.msea.2017.12.041.
- [28] G.M. Castro Güiza, C.A.S. Oliveira, Microstructural changes produced by hot forging in a C300 Maraging Steel, *Mater. Sci. Eng. A*. 655 (2016) 142–151. doi:10.1016/j.msea.2015.12.084.
- [29] Z. Guo, W. Sha, D. Li, Quantification of phase transformation kinetics of 18 wt.% Ni C250 maraging steel, *Mater. Sci. Eng. A*. 373 (2004) 10–20. doi:10.1016/j.msea.2004.01.040.
- [30] G. Saul, J.A. Roberson, A.M. Adair, The Effects of Thermal Treatment on the Austenitic Grain Size and Mechanical Properties of 18 Pct Ni Maraging Steels, *Metall. Trans.* 1 (1970) 383–387. doi:10.1007/BF02811546.
- [31] R. Kapoor, L. Kumar, I. Batra, A dilatometric study of the continuous heating transformations in 18wt.% Ni maraging steel of grade 350, *Mater. Sci. Eng. A*. 352 (2003) 318–324. doi:10.1016/S0921-5093(02)00934-6.
- [32] U.K. Viswanathan, T.R.G. Kutty, C. Ganguly, Dilatometric technique for evaluation of the kinetics of solid-state transformation of maraging steel, *Metall. Trans. A*. 24 (1993) 2653–2656. doi:10.1007/BF02659489.
- [33] Y. He, K. Yang, W. Qu, F. Kong, G. Su, Strengthening and toughening of a 2800-MPa grade maraging steel, *Mater. Lett.* 56 (2002) 763–769. doi:10.1016/S0167-577X(02)00610-9.
- [34] J.M. Pardal, S.S.M. Tavares, V.F. Terra, M.R. Da Silva, D.R. Dos Santos, Modeling of precipitation hardening during the aging and overaging of 18Ni–Co–Mo–Ti maraging 300 steel, *J. Alloys Compd.* 393 (2005) 109–113. doi:10.1016/j.jallcom.2004.09.049.
- [35] C. Tan, K. Zhou, W. Ma, P. Zhang, M. Liu, T. Kuang, Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel, *Mater. Des.* 134 (2017) 23–34. doi:10.1016/j.matdes.2017.08.026.
- [36] W. Sha, A. Cerezo, G.D.W. Smith, Phase Chemistry and Precipitation Reactions in Maraging Steels" Part I. Introduction and Study of Co-Containing C-300 Steel, *Metall. Trans. A*. 24 (1993) 1221–1232. doi:10.1007/BF02668190.
- [37] U.K. Viswanathan, G.K. Dey, M.K. Asundi, Precipitation hardening in 350 grade maraging steel,



- Metall. Trans. A. 24 (1993) 2429–2442. doi:10.1007/BF02646522.
- [38] S. Floreen, The Physical Metallurgy of Maraging Steels, Metall. Rev. (1968) 115–128. doi:10.1179/mtlr.1968.13.1.115.
- [39] M. Farooque, S. Qaisar, A.Q. Khan, A. Ul Haq, Dimensional anisotropy in 18 pct Ni maraging steel, Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. 32 (2001) 1057–1061. doi:10.1007/s11661-001-0116-8.



## 39º SENAFOR - UFRGS

### **Reparo por Soldagem de Biela : Prensa de Forjar Automática**

#### **1. Resumo**

Este trabalho tem por finalidade demonstrar a recuperação por solda em uma biela de prensa de conformação a frio automática e como os diversos parâmetros e variáveis dos processos de soldagem influenciam os resultados.

O exemplo descrito a seguir, trata-se de uma solda emergencial e de solução imediata sem que haja a parada por muito tempo aguardando a peça nova. Para tal finalidade, exemplificamos com alguns casos práticos os cuidados necessários para uma boa execução da solda de manutenção.

#### **2. Introdução**

Em termos gerais, toda e qualquer solda é boa desde que tenha aparência aceitável e que apresente na sua continuidade um aspecto satisfatório. As soldas indicadas em condições de trabalhos severos ou críticos assim como as que são controladas por códigos requerem cuidados especiais. A comprovação da qualidade da mesma pode ser constatada mediante métodos de ensaios não-destrutivos. É nosso principal objetivo alertar a todos que estão envolvidos com a qualidade da solda como especificar as condições de execução dos serviços no que se refere a materiais, procedimentos, mão-de-obra, insumos, máquinas e equipamentos.



Torna-se fundamental portanto, observar e avaliar tudo que envolve um projeto, construção, operação, manutenção e até mesmo o reparo de um determinado equipamento ou elemento de máquina.

### 3. Procedimentos de Soldagem

Um bom entendimento dos fundamentos da soldagem e das variáveis relacionadas aos aços termicamente tratáveis, torna-se um dos fatores mais importantes na solda de manutenção em forjarias. Aqui iremos descrever os critérios básicos e que servem como referência no enfoque da solda de manutenção em prensas – virabrequins, cubos, engrenagens, eixos intermediários, colunas, mesas porta-ferramentas e martelos – pilões, matrizes e acessórios:

- 3.1 **Determine a causa de falha** – a fim de de que seja realizado a manutenção corretiva no elemento de forma mais efetiva, avalie a causa da trinca ou fratura ocorrida. Algumas tendências de trincas ocorridas influenciam diretamente o material de adição (solda) a ser aplicado no reparo assim como as condições posteriores de tratamento térmico da peça.
  
- 3.2 **Identifique o material base** – neste procedimento toda decisão envolvida está diretamente relacionada com a correta identificação do material base, seja a análise química assim como a avaliação metalúrgica. Normalmente buscamos nas normas DIN, SAE as especificações técnicas relacionadas.

3.3 **Preparação para soldagem** – todos os soldadores bem qualificados, possuem uma característica em comum, pois eles entendem o significado de solda bem aplicada em matrizes e elementos de forjaria devido à responsabilidade envolvida. Os fundamentos de uma boa preparação estão diretamente relacionados à maior parte do sucesso da aplicação e dos resultados da solda executada. A preparação adequada é consequência imediata de uma boa experiência anterior na execução de trabalhos semelhantes assim como uma compreensão das características mecânicas dos esforços de solicitação em serviço. Técnicas de boa preparação podem ser listadas abaixo:

- Remova sempre todas as áreas trincadas
- Nunca promova cavidades ou juntas com ângulos de 90 °
- Secções fraturadas devem ser ponteadas de forma moderada e suave em função da massa da peça
- Não deixe que dispositivos ou outros elementos de fixação impeçam a visão do soldador do arco diretamente e de forma constante
- Limpe a área a ser soldada com máquinas desincrustadoras pneumáticas
- Permita a abertura das cavidades de forma suficiente a penetrar a tocha MIG ou o eletrodo de maior diâmetro com folga suficiente
- Utilize estruturas robustas para se evitar empenamentos
- Posicione a peça onde o soldador se sinta de forma confortável do início ao fim dos trabalhos
- Mantenha a área sempre limpa e martele a solda sempre que possível
- Verifique sempre a conexão terra da máquina



- 3.4 **Selecione o processo de soldagem** – Cada processo possui as suas vantagens. Poucos são os trabalhos em que é possível de se ter claramente a melhor opção de execução da soldagem. Operações de soldagem que não requeiram muito volume de solda mas que necessitem de maior qualidade possível, devem ser feitos com processo TIG. Soldas que necessitem de maior volume de solda devem ser feitas com processos MIG / MAG assim como arco-submerso, sendo estes em função da forma geométrica da peça sendo recuperada. Os processos com eletrodo revestido implicam em taxas de deposição moderadas maiores que TIG e menores que MIG.
- 3.5 **Selecione o metal de adição de solda** – A seleção correta do metal de adição requer algum conhecimento sobre as modificações que os fabricantes de insumos de solda promovem sobre os seus produtos a fim de serem obtidos melhores resultados. Isto implica dizer que muitas vezes, materiais de fornecedores diferentes mas com a mesma norma de fabricação podem levar a resultados práticos distintos. Vale aqui a regra principalmente para as matrizes, facas e punções e as soldas de revestimento. No ambiente de forjaria, especialmente as matrizes, estas estão sujeitas a um amplo espectro de forças, impacto, abrasão térmica, tensões compressivas e resfriamento rápido só para elucidarmos algumas das condições. As ligas modernas de adição de solda são formuladas especificamente para aumentarem a resistência a estas forças e quando aplicadas corretamente agem como barreiras efetivas à propagação de trincas. Os elementos de liga como cromo, tungstênio, cobalto e molibdênio são balanceados de forma adequada com carbono a fim de maximizar

---

a formação de carbonetos e aumentar a dureza a quente dos materiais. Metais de adição para aços de trabalho à quente, normalmente apresentam uma faixa maior de temperaturas de resposta à têmpera do que o próprio material base – matriz ou ferramenta em que são aplicados. A experimentação baseada nos dados de falhas anteriores é um método excelente de seleção apropriada do metal de adição ou de solda para determinada aplicação.

- 3.6 **Pré-aquecimento** : aqui o principal problema não é que soldadores e engenheiros de processos saibam qual é a temperatura crítica de determinado material, mas sim de que as condições de realização do tratamento e da operação em si variam de local para local. Isto equivale a dizer que as condições de controle e de execução deste tratamento variam muito nos diversos processos de soldagem de manutenção em forjarias. Normalmente a tendência é de se subestimar a temperatura e o tempo necessários para o correto tratamento.
- 3.7 **Técnicas de soldagem** : a aplicação da solda está diretamente relacionada à cavidade originada na preparação e aqui vale a experiência do soldador na manipulação da tocha e do eletrodo envolvido no processo. Desta forma, serão evitadas descontinuidades e defeitos de solda tais como falta de penetração, mordeduras, falta de fusão, trincas a frio e a quente, poros e inclusões de escória entre outros. O soldador deve possuir o controle das variáveis principais para a manutenção sendo executada tais como eletrodos secos e quentes, arames sem umidade, gases na vazão correta, corrente e



---

tensão de soldagem de acordo com as especificações, peças sem golpe de ar na maioria dos casos e controle do processo quanto à sequência de aplicação para se evitar o mínimo de distorções. A limpeza da solda é fundamental para se obter ao final cordões consistentes e bem estruturados.

- 3.8 **Relaxamento de cordões de solda** : o chamado “peening” adquire fundamental importância no processo de soldagem de manutenção em forjaria devido às qualidades dos materiais envolvidos. As funções básicas do martelamento são de alívio das tensões originadas durante a solidificação do metal líquido na soldagem, retarda também a taxa de contração do metal de solda forçando o mesmo em direção contrária e finalmente este incrementa o depósito do metal de solda quanto às propriedades mecânicas atuando como um processo de forjamento.

Normalmente o martelamento é realizado com um martelo de peso controlado em função do volume depositado de solda – em média equivale a um martelo de bola de 300 gr. O ponto exato de execução é mandatório para se obter as melhores propriedades mecânicas do elemento sendo soldado e deve ser feito com muito cuidado pois pode induzir micro-fissuras no metal de solda.

- 3.9 **Temperatura de entre-passes** : aqui deve ser dada atenção especial à temperatura aplicada e as formas de controle e de execução. Normalmente os elementos de máquinas são aços que respondem ao tratamento térmico e principalmente matrizes de aços ferramentas, exigem cuidados e equipamentos especiais de manutenção de temperatura de soldagem.

Caso sejam ultrapassadas as temperaturas de revenimento do metal base, a dureza do mesmo cairá abruptamente de acordo com as curvas de resfriamento e temperatura dos materiais. Portanto, a faixa de manutenção das temperaturas de operação durante a soldagem implicam diretamente nos resultados operacionais dos elementos.

- 3.10 **Tratamentos térmicos posteriores** : após a soldagem, normalmente aplicamos dois tipos diferentes de pós-aquecimento de soldagem, assim chamados de alívio de tensões e de “soaking” (eliminação de hidrogênio). Estes tratamentos devem ser normalmente aplicados em todos os aços. Alguns aços requerem somente o tratamento térmico de alívio de tensões enquanto que outros exigem pós-aquecimento e nova têmpera como tratamento térmico efetivo, principalmente matrizes. O revenimento de um aço ferramenta determina a sua dureza final assim como a estrutura metalúrgica resultante. Dependendo da análise química do material, a dureza pode ser incrementada suavemente ou reduzida substancialmente através do processo de revenimento. O tratamento de alívio de tensões por outro lado está relacionado com uma faixa de temperatura próxima do metal de solda e deve ser experimentada na aplicação ou em outros casos anteriores medidos e testados. Tratamos o caso específico das bielas somente com o tratamento de alívio de tensões integral em forno.



## 4. Exemplos de Bielas Recuperadas com Soldas :

### 4.1 Bielas de prensas – Prensa Excêntrica 6000 ton



### 4.2 Biela de Prensa HATEBUR





## 4.3 Bielas de prensas Maypress



## 4.4 Biela de Prensa Excêntrica EUMUCO 3000 ton







4.5 Biela de Prensa 6000 ton Ajax





## 4.6 Bielas de Prensa Automáticas





## 4.7 Inspeção Recebimento – Biela Prensa Automática





## 4.8 Bielas de Prensa Automáticas – Soldagem







# ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE SOLDAGEM E INSPEÇÃO

---





## 5. Considerações finais :

Nosso objetivo é de demonstrar a viabilidade técnica de aplicação de solda em forjarias e nos elementos de prensas, apesar de muitos casos de insucessos ocorridos no segmento. O fator primordial é a segurança envolvida com o pessoal e a operação destas máquinas.

Os conceitos aqui elucidados tem sido demonstrados e aplicados pelo autor em dezenas de peças e casos de soldas de manutenção especialmente em forjarias. Portanto, toda solda executada com critério e de forma consciente conduz ao pleno sucesso operacional da máquina e da situação emergencial que se apresentar.

**José Santaella Redorat Jr.**

Engº Mecânico / Soldagem / Ensaios Não-Destrutivos

*CREA 0600907003 – SP – 12.1980 - UNICAMP*

*Cert. Nr. 8343 / 12.1986 – SFI / DVS – Welding Engineer – Berlim*

*Associação Alemã de Soldagem – TU Berlin*

*Cert.Nr.M-001-26904 - Nível 3–Ensaios Não-Destrutivos – 11.2002 - DGZfP – Berlim*

*Associação Alemã de Ensaios Não-Destrutivos*





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Sensitivity Analysis regarding the Inverse Modelling of Conical Tube-Upsetting Tests

M. Henze <sup>(1)</sup>

M. Teller <sup>(2)</sup>

G. Hirt <sup>(3)</sup>

### ABSTRACT

Friction occurs in almost every metal forming process and significantly influences the forming conditions. Thus, comprehensive knowledge about friction is mandatory for simulation-based process design. However, a direct measurement of frictional stresses during forming processes is difficult. Therefore, laboratory experiments for the indirect measurement of friction have been established, where e.g. the friction-sensitive change in geometry is measured. The conical tube-upsetting test belongs to this kind of experiments. For evaluation, the relative changes in height and outer diameter can be correlated with the occurring friction conditions, using inverse modelling techniques. In this paper, several parameters are investigated towards their influence on the determination of friction parameters through inverse modelling of conical tube-upsetting tests. Thereto, a numerical study on an according model of the conical tube-upsetting test is conducted, under systematic variation of influencing factors. The results are evaluated regarding the robustness and accuracy in determining friction parameters.

**Key words — Friction, Conical Tube-Upsetting Test, Friction Modelling, FEM, Inverse Modelling**

### 1. INTRODUCTION

Nowadays the application of Finite Element (FE) models is state of the art for knowledge based process design of forming processes. In order to calculate results as accurate as possible, detailed knowledge about material properties, like heat capacity, and boundary conditions, like friction and heat transfer, is mandatory [1]. Many of these properties can be obtained from literature. However, process specific boundary conditions have to be determined experimentally for the according process conditions. The occurring frictional stresses for example are strongly dependent on occurring normal stresses and effects like surface enlargement, which are in turn dependent on the forming process [2]. To consider such dependencies in FE simulations, according models are used to calculate the frictional stresses. These models are usually parametrized using laboratory experiments with testing conditions close or equal to process conditions. Since measuring frictional stresses is difficult, in many of these experiments a friction sensitive value like the force or change in geometry is measured. The conical tube-upsetting test belongs to this group of tests. The conical tube-upsetting test is an advancement of the commonly used ring compression test and was developed by Kopp and Philipp [3]. During the

<sup>(1)</sup> M.Sc.; Institute of Metal Forming (IBF), RWTH Aachen University, Germany  
michel.henze@ibf.rwth-aachen.de

<sup>(2)</sup> M.Sc.; Institute of Metal Forming (IBF), RWTH Aachen University, Germany

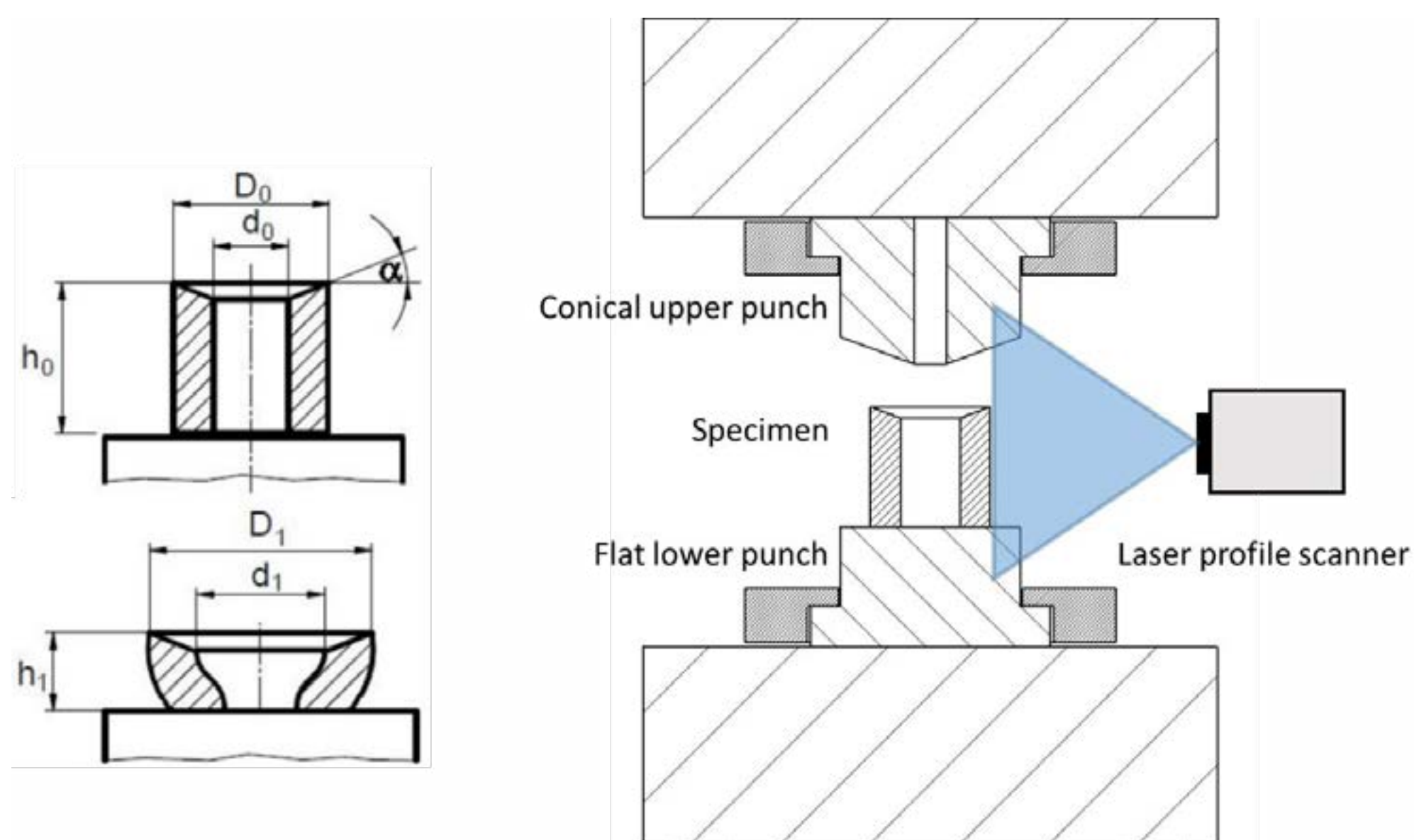
<sup>(3)</sup> Prof. Dr.-Ing.; Institute of Metal Forming (IBF), RWTH Aachen University, Germany

forming process, the change in geometry of the specimen's outer shape is measured, which can then be used to parametrize friction models by means of inverse modelling [4]. However, in such laboratory experiments effects like heat transfer between specimen and tool or heat radiation from the specimen to the surroundings still influence the forming process. Thus, possible uncertainties in material properties or boundary conditions may influence the investigated quantity.

In this paper, the robustness of determining friction parameters through inverse modelling of conical tube-upsetting tests is investigated. Therefore, factors that may influence the evolution of the specimen's outer shape during the forming process are identified. FE simulation results of a conical tube-upsetting test under ideal conditions and with a defined friction parameter are calculated and used as a benchmark for following simulations. The determined influencing quantities are then systematically varied within a reasonable range in the FE model. Subsequently, the modified FE model is used for inverse modelling, utilizing an optimization algorithm. The results of the modified model compared to the simulation results under ideal conditions can then be used to evaluate the influence of particular quantities on the determination of friction parameters and the overall robustness of the method.

## 2. CONICAL TUBE-UPSETTING TEST

In the conical tube-upsetting test, a thick-walled tube with a conical notch on the upper side is compressed between an according conical upper punch and a flat lower punch. The specimen geometry can be seen in Figure 1. The conical notch prevents sticking and allows for a homogenous distribution of relative velocity between specimen and upper punch. Through the choice of the cone angle, the sensitivity of the outer shape can be influenced for certain friction conditions. A small angle allows for better sensitivity for rather low frictional stresses, while a big cone angle increases the



**Figure 1:** Scheme of the specimen for conical tube-upsetting test before and after compression [5] as well as the experimental setup

sensitivity for high frictional stresses [3].

By measuring the specimen's height and outer diameter before and after compression, the friction coefficient or the friction factor, respectively, can be determined using numerically determined nomograms. The nomogram links the relative change in outer diameter with the relative change in height for different values of the friction parameter [3]. Teller et al. [6] extended the experimental setup by a laser profile scanner, which allows to detect the evolution of the specimen's shape throughout the whole forming process. This data allows the evaluation of the frictional stresses over several points in



time and can be used as input for an inverse modelling approach.

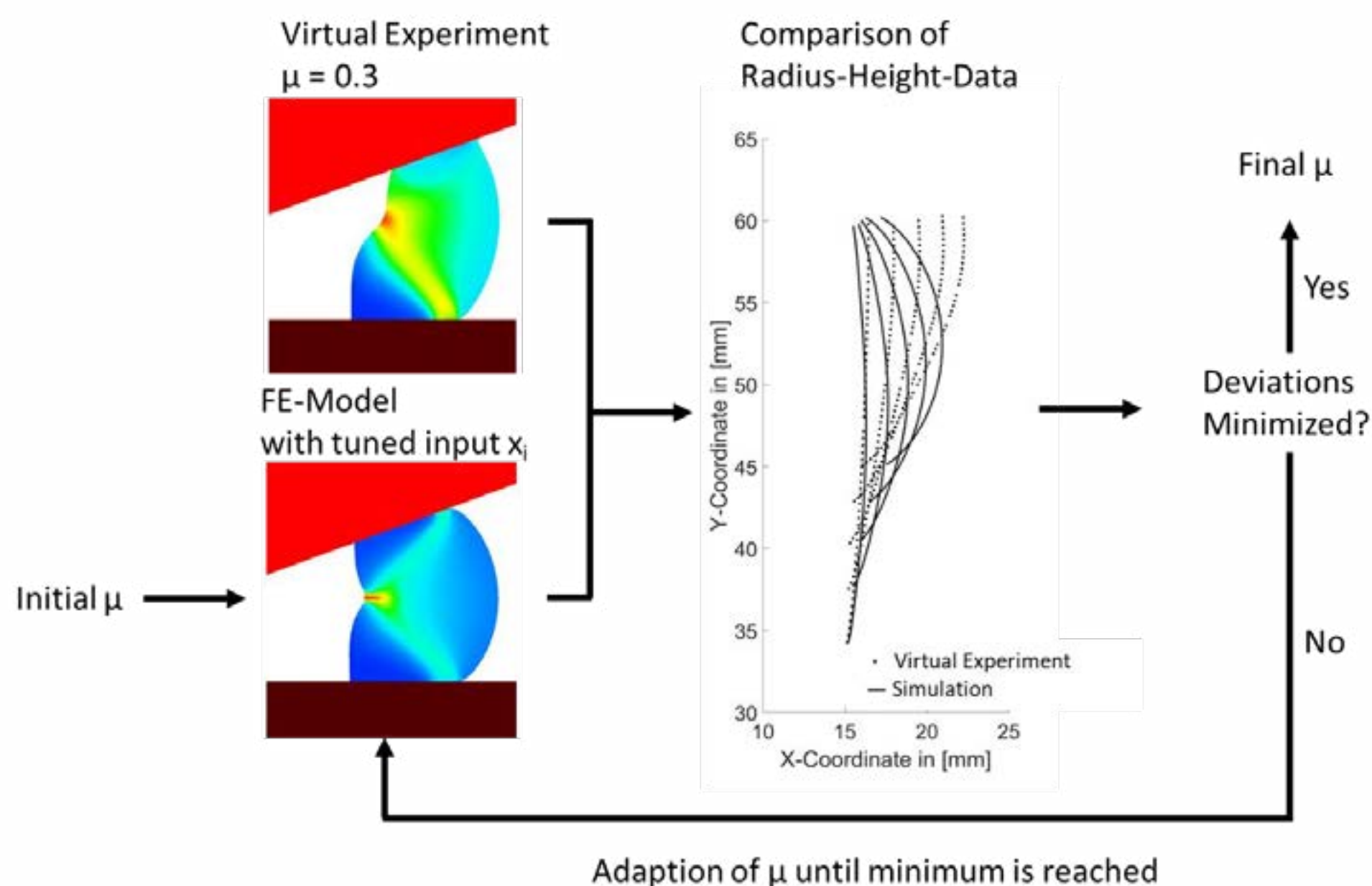
### 3. UNCERTAINTIES REGARDING THE INVERSE METHOD

Cho et al. [7] were able to simultaneously determine the flow stress and the friction coefficient through inverse modelling of ring compression tests. The basic principle of an inverse approach is the iterative optimization of input parameters of a simulation. Therefore, one or more measurable quantities from an experiment are needed. An optimization algorithm then tunes the desired input parameter of the simulation model until the difference between simulation and experiment reaches a minimum.

For the inverse modelling of the conical tube-upsetting test, the experimental x-y-data of the specimen's outer shape, measured by the laser profile scanner, is used. To consider the occurring frictional stresses throughout the whole forming process, the x-y-data for 10 equidistant points in time is considered for the inverse modelling. A more detailed description of the used inverse approach can be found in [4]. However, the above-described inverse method requires an FE model in which all other material properties and boundary conditions are well known and match the experiment as good as possible. Deviations in input parameters of the simulation may influence the numerically calculated evolution of the specimen's shape. Thus, the final friction parameters determined by the optimization algorithm may not resemble the friction conditions of the experiment. Especially the process specific values emissivity and Heat Transfer Coefficient (HTC) between tool and die have to be determined in individual experiments, where the investigated effect has significant influence on the measured quantity. This approach is called multi-step strategy. First, the emissivity is determined and in a next step the HTC is determined. With known material properties, emissivity and HTC, the friction coefficient is determined last. However, a friction dominated experiment will still be influenced by emission and heat transfer [8]. Thus, with the determination of friction being the last step in the multi-step strategy, it is most sensitive to uncertainties in the determination of previous values.

### 4. SENSITIVITY ANALYSIS

In order to investigate to what extend the inverse method is resistant to such deviations, a numerical



study is conducted under systematic variation of input parameters.

To be able to evaluate the influence of input parameters regarding the determined friction coefficient, experimental data are needed where all boundary conditions and material properties are accurately known. Due to effects like measurement noise, it is impossible to generate such data experimentally. Therefore, simulation results are calculated for a conical tube-upsetting test under perfect conditions and given to the optimization algorithm as “virtual experimental data”. Afterwards, input parameters

Figure 2: Scheme of the re-identification process to determine the influence of uncertain input parameters

that may influence the evolution of the specimen's shape are altered within a reasonable range in the simulation model that is used for the inverse modelling. This represents possible deviations between the experiment and the numerical model. Finally, the optimization process is started, trying to re-identify the results of the virtual experiment. Deviations between the inverse determined friction coefficient and the friction coefficient that is used for the virtual experiment can be used to evaluate the robustness of the procedure towards the altered input parameter. A scheme of this procedure is given in Figure 2.

For the FE model of the conical tube-upsetting test, used to generate the virtual experimental data, typical process conditions of a hot forging process are chosen. All simulations are conducted with the commercial FE software simufact.forming 15.0. Since the specimen geometry is rotational symmetric, the simulation is reduced to a 2D axisymmetric model. The initial height and outer diameter of the specimen are both 30 mm, the inner diameter is 15 mm and the cone angle is set to 20°. In addition, the specimen's temperature is set to 1000 °C, the tool temperature to 300 °C. For the material of the specimen, experimentally determined flow curves of an 18CrNiMo7-6 (AISI 4820) are used. To consider heat losses, the emissivity is set to  $\varepsilon = 0.7$  and the HTC to the surroundings to 20 W/m<sup>2</sup>K. For the heat transfer between specimen and die, contact pressure dependent data are used, which are given in Table 1. Between the data points, a linear gradient is assumed. The specimen is meshed with approximately 1400 elements. During forming, the specimen's height is reduced to 50 % of its initial height with a constant tool speed of 30 mm/s. For the calculation of the frictional stresses, Coulomb's model is used with a friction coefficient of  $\mu = 0.3$ .

**Table 1:** Data points for heat transfer coefficient between tool and specimen

Contact Pressure [MPa]	Heat Transfer Coefficient $\alpha$ [W/m <sup>2</sup> K]
0	1000
2.5	2500
25	15000
500	27500

The results of the above described simulation are used as virtual experimental data for the inverse modelling. Afterwards, input parameters of the FE model that may influence the specimen's evolution of geometry are systematically altered. The adapted models are each used for the inverse modelling, trying to re-identify the results of the virtual experiment. As for the input parameters that are chosen for analysis the influence of emissivity and the heat transfer between tool and die are investigated, due to possible miscalculation in previous experiments. The furnace temperature, and thus the initial specimen temperature, as well as the tool temperature are investigated to provide for possible measuring error in the experimental setup. Additionally, the specimen's outer diameter is altered to consider a measurement error of the laser. The yield stress is not altered, since increasing or decreasing the flow curves by a certain amount would only influence the force, but not the resulting geometry. Instead, different cooling times before forming are investigated to consider a temperature profile throughout the specimen. A temperature profile influences the local yield stresses throughout the specimen and thus influences the evolution of geometry. The investigated parameters are summarized in Table 2, giving the reference value assumed for the virtual experiment, the upper and lower limits that are investigated, as well as the step size.

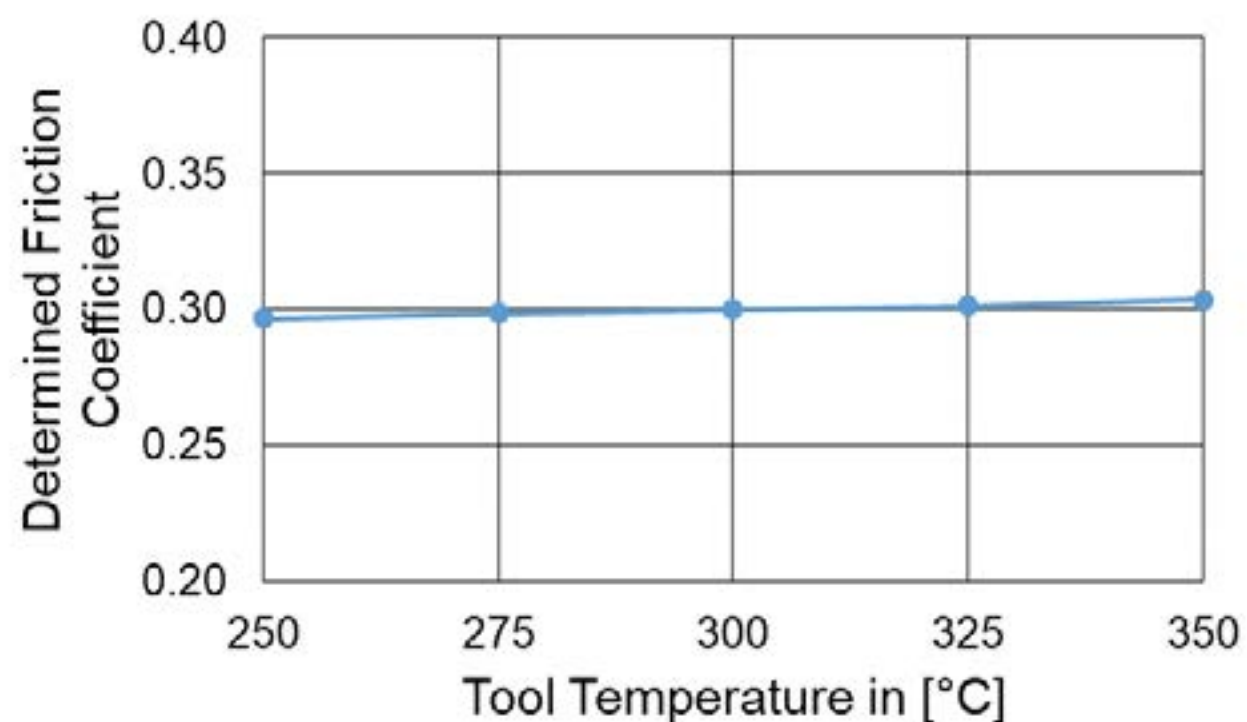
**Table 2:** Investigated input parameters and reference values

Parameter	Minimum	Reference	Maximum	Step Size
Tool Temperature [°C]	250	300	350	25
Furnace Temperature [°C]	850	1000	1150	50
Emissivity [-]	0.1	0.7	0.9	0.2
Heat Transfer Coefficient (Tool/Die) [W/m <sup>2</sup> K]	-50%	Table 1	+50%	25%
Specimen Diameter [mm]	29.8	30	30.2	0.1
Cooling Time [s]	0	0	12	2

Each parameter is investigated individually, to identify their influence towards the determined friction



coefficient. Therefore, the investigated parameter is altered by its step size and an according friction coefficient is determined by the optimization algorithm. This procedure is repeated for all possible values within the set limits for every investigated parameter. Thus, for every value of an input



**Figure 3:** Determined friction coefficients for varying Tool Temperature

parameter  $x_i$  there is an output parameter for the friction coefficient  $\mu_i$ , as seen in Figure 3 for all investigated tool temperature values.

When the investigated parameters are only investigated within a rather small range instead of their whole domain of definition, a local sensitivity analysis is conducted. In this case a linear correlation between input parameter  $x_i$  and output parameter  $\mu_i$  is usually assumed. Therefore a regression model as given in Equation 1 is used according to [9]:

$$\mu_i = a + b * x_i \quad (1)$$

The parameters  $a$  and  $b$  are determined with the determined data set for  $x$  and  $\mu$ . The parameter  $b$  gives the slope of the linear model and is called regression coefficient. A high value for  $b$  indicates a high influence of the investigated input parameter on the output parameter. However, since the investigated parameters strongly differ in their magnitude, the slopes are not suited for a comparison of the individual influences of the parameters. For that reason Standardized Regression Coefficients (SRC) are calculated for each parameter according to Equation 2 and 3 [9].

$$x_{ijnorm} = \frac{\bar{x}_j - x_{ij}}{\sigma_{x_j}} \quad (2)$$

$$\mu_{inorm} = \frac{\bar{\mu} - \mu_i}{\sigma_{\mu}} \quad (3)$$

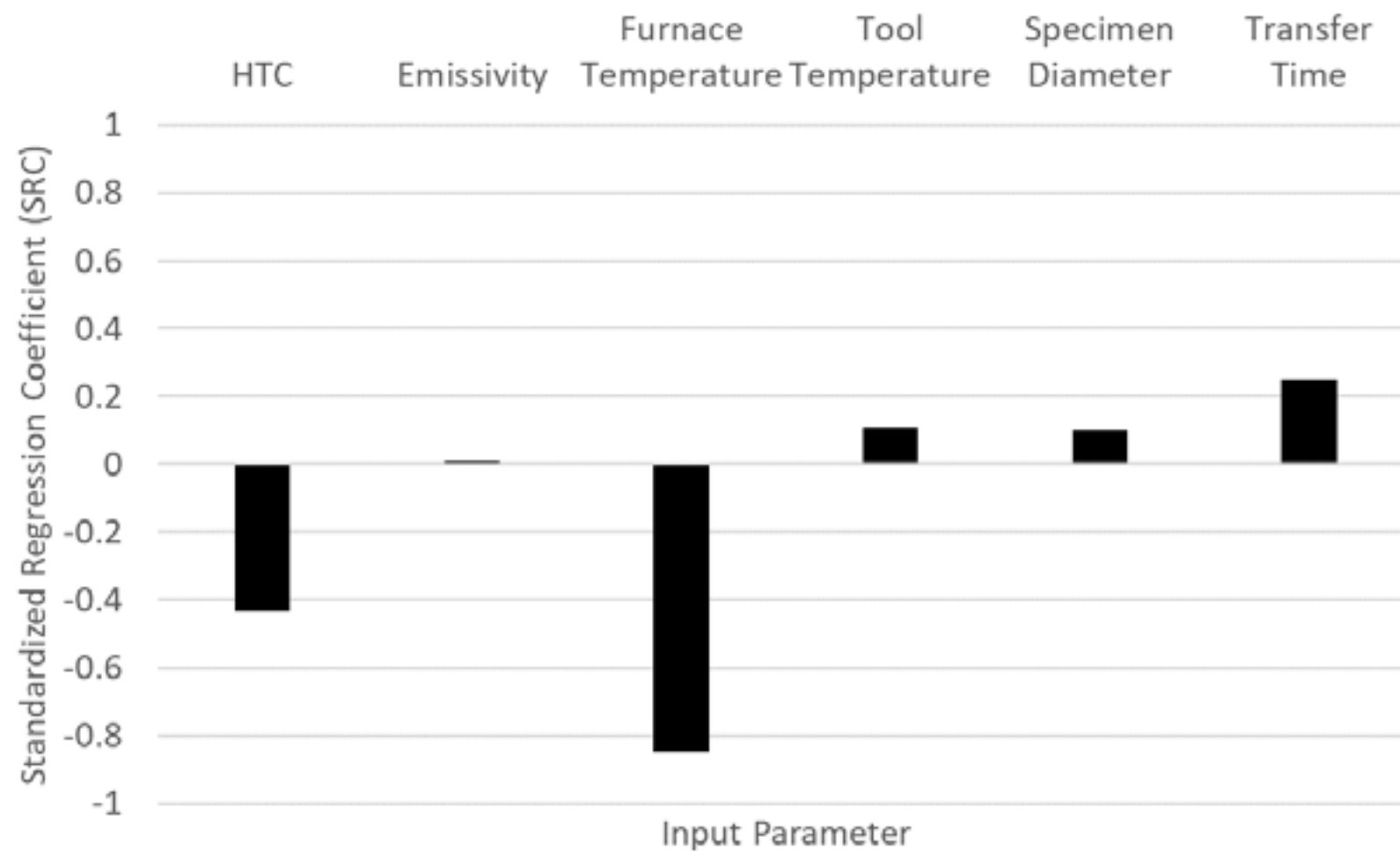
## 5. RESULTS AND DISCUSSION

The calculated SRCs for each of the investigated input parameters are given in Figure 4. The emissivity as well as tool temperature, specimen diameter and transfer time show a positive SRC, while the HTC and furnace temperature show a negative one. A negative SRC indicates a decrease of the determined friction coefficient when the input parameter is increasing, while a positive SRC indicates an increase in determined friction coefficient when the input parameter is increasing.

Since most of the investigated parameters influence the specimen's temperature profile and thus the local yield stress, it is important to understand in which way these parameters influence the temperature profile in order to understand the respective signs of the SRCs. A change in HTC, furnace temperature or tool temperature lead to a homogeneous temperature at the beginning of the forming process, but strongly influence the temperature profile that develops along the height of the specimen during upsetting due to the heat transfer between tool and die. The emissivity on the other hand mostly influences the specimen's radial temperature profile. In combination with a transfer time, the emissivity results in an overall cooler specimen with a temperature profile throughout the whole specimen at the beginning of the forming process.

The emissivity shows the smallest SRC amongst the investigated parameters. Even though the

emissivity is the dominant effect for heat transfer to the surroundings at elevated temperatures, the rather small influence on the determined friction coefficient seems plausible. Due to the neglecting of transfer time and a short process time of only 0.5 seconds, there is not enough time to result in a significant temperature profile throughout the specimen, which could influence the evolution of the



specimen's shape. However, when a transfer time is considered, the influence of heat losses to the surroundings significantly increases regarding the evolution of the specimen's shape, since the SRC for the transfer time is approximately 0.25.

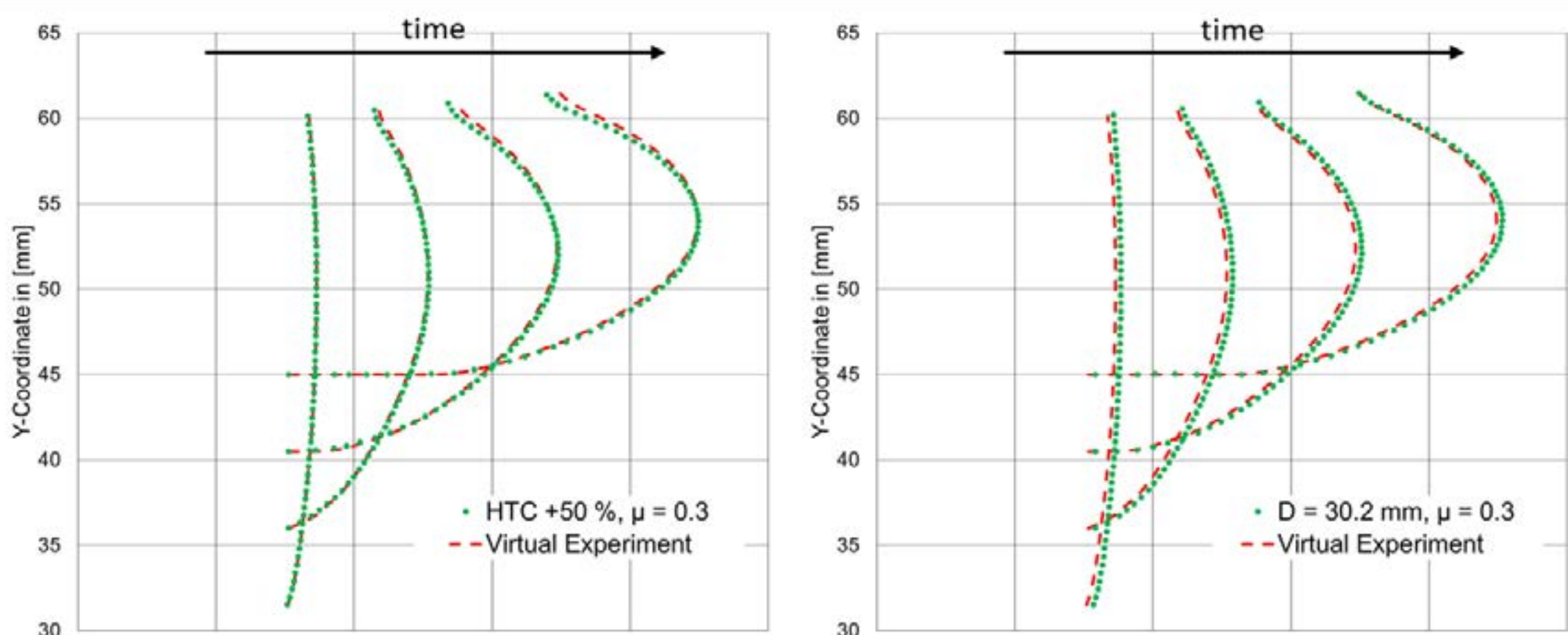
The HTC on the other hand has a more significant influence with an SRC of approximately -0.43. A higher HTC leads to greater heat losses in the top and bottom area of the specimen, which results in higher yield stresses in these sections, compared to the hotter middle part. Thus, the specimen tends to bulge more in the middle and experiences lesser relative displacement on the stiffer upper part. This effect can be visualized by comparing the evolution of shape for the virtual experiment and for a simulation with a higher HTC but the same friction coefficient, as shown in Figure 5a. Decreasing the friction coefficient leads to more relative displacement in the upper part of the specimen and thus compensates the effect of an increased HTC. The same effect arises for a higher specimen temperature or a lower tool temperature, since both increase the transferred heat between tool and specimen. However, since the HTC's factor is one to two decimal powers greater than the factor of the temperature difference between tool and die for the calculation of the transferred heat energy, the influence of the tool temperature is less significant with an SRC of 0.1, as seen in Figure 3.

a)

b)

For the same reason, a lesser influence for the furnace temperature compared to the HTC could be expected. However, the furnace temperature and thus the resulting specimen temperature does not

**Figure 4:** Determined SRC's for investigated input parameters





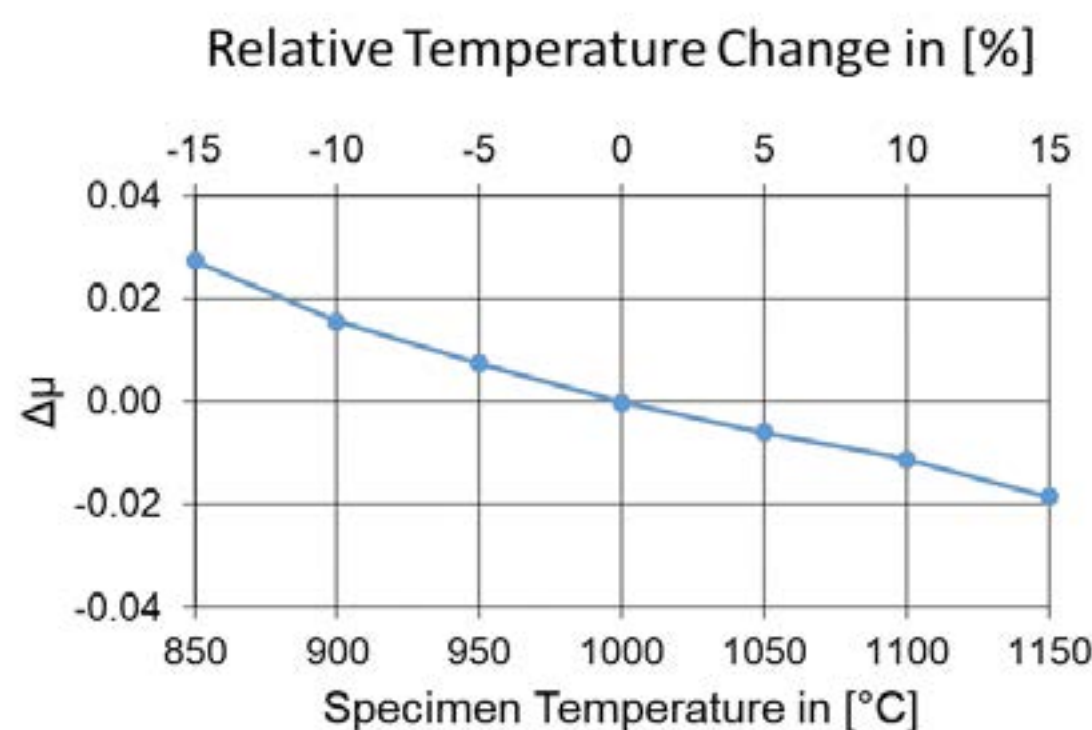
only influence the heat transfer between tool and specimen, but also the overall heat transfer to the surroundings, since it leads to a greater temperature gradient. Additionally, the heat conduction and heat capacity within the specimen are also temperature dependent. This results in an even greater influence on the specimen's evolution of shape with an SRC of approximately -0.85.

Investigating each single time step in Figure 5a also shows that the specimen's shape is mostly influenced towards the end of the forming process, this increasing influence is typical for effects of temperature change. However, considering the specimen's shape throughout the whole forming process for the inverse modelling, allows to reduce the influence of such effects on the determined friction coefficient.

Regarding the specimen's diameter, the inverse method seems to be rather robust, with an SRC of approximately 0.1. A change in the specimen's diameter results in an offset of the specimen's shape between simulation and experiment as seen in Figure 5b. Additionally, a greater diameter increases the contact surface between tool and specimen, which results in lesser relative displacement for the same friction conditions. For the investigated changes of up to +/- 0.2 mm the offset seems to be within a range, where a friction value close to that of the virtual experiment results in a smaller value of the cost function than a significantly higher or lower one.

However, at a certain offset, a rather great change in the friction coefficient might lead to a specimen's shape that cuts the shape of the virtual experiment, but nevertheless results in a smaller value of the cost function, than a friction coefficient with a parallel pathway of the compared shapes.

Using the SRC allows to compare the investigated parameters to each other. However, it doesn't allow to investigate the overall influence on the determined friction parameter. Therefore, the change in friction parameter in relation to the relative change of the input parameters was also investigated. Figure 6 representatively shows the resulting change in the determined friction coefficient over the relative change of specimen temperature, since it has the greatest influence.



**Figure 6:** Change in determined friction coefficient over change in specimen temperature

Even for a relative change of 10 %, the resulting deviation in the friction coefficient is smaller than 0.02, which is a rather small error. Similar relative changes in all the other investigated input parameters lead to even smaller deviations for the friction coefficient. This suggests, that the used method has a good robustness against uncertainties in the input parameters. Especially by considering several points in time for the evolution of the specimen's shape, the influence of effects that intensify over the forming process can be reduced. Also, considering the whole shape of the specimen reduces sensitivity regarding local deviations.

## 6. SUMMARY

In this paper, a local sensitivity analysis for the inverse modelling of conical tube-upsetting tests was conducted. Therefore, simulation results of a conical tube-upsetting test under ideal conditions were calculated and used as virtual experimental data for the optimization process. Afterwards, several input parameters of the simulation model were systematically altered one by one. The adapted simulation models were used for the inverse modelling to re-identify the virtual experimental data. The deviations between the re-identified friction coefficient and the one set for the virtual experiment were then used for evaluation. The results suggest, that the method is sensitive to deviations in the furnace temperature and the heat transfer coefficient between tool and die. Thus, special effort should be invested in the determination or measurement of these parameters, in order to correctly determine the friction parameters. Furthermore, the method seems to be rather robust considering deviations in emissivity, tool temperature, specimen diameter and transfer time. However, this robustness is strongly dependent on the investigated transfer times and strain rates, since they significantly increase the influence of above mentioned parameters due to a stronger influence over time. Thus, an investigation of multiple input parameters altered at the same time could be considered.

Nevertheless, the results suggest a high robustness of the method towards uncertainties in the input parameters. This is mostly achieved by considering the whole shape of the specimen for several points in time throughout the forming process during inverse modelling. A high robustness indicates that there are rather small uncertainties for the determination of friction by inverse modelling of conical tube-upsetting tests.

## ACKNOWLEDGMENT

The authors would like to thank the Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG, German Research Foundation) for funding the project “Identifikation von Parametern moderner Reibmodelle der Warmmassivumformung durch eine Weiterentwicklung des Rohrkegelstauchversuchs” with the project-ID 381365387. Moreover special thanks to Ms. Janine Grafen for her contribution in FE simulations within her bachelor thesis.

## REFERENCES

- [1] T. Altan, G. Ngaile, G. Shen (Eds.), Cold and hot forging: Fundamentals and applications, ASM International, Materials Park, OH, 2010.
- [2] B.-A. Behrens, A. Bouguecha, T. Hadifi, J. Mielke, Advanced friction modeling for bulk metal forming processes, *Prod. Eng. Res. Devel.* 5 (2011) 621–627.
- [3] R. Kopp, F.-D. Philipp, Physical Parameters and Boundary Conditions for the Numerical Simulation of hot Forming Processes, *Steel Research International* 63 (1992) 392–398.
- [4] M. Henze, M. Teller, G. Hirt, Parametrization of bi-parametric friction models through inverse modelling of conical tube-upsetting tests, in: AIP Publishing, 2019, p. 120002.
- [5] R. Kopp, H. Wiegels, Einführung in die Umformtechnik, Verlag Mainz, Aachen, 1999.
- [6] M. Teller, A. Klubakov, M. Franzke, J. Lohmar, G. Hirt, Extended Conical Tube-Upsetting Test to Investigate the Evolution of Friction Conditions, *KEM* 716 (2016) 157–164.
- [7] H. Cho, G. Ngalle, T. Altan, Simultaneous Determination of Flow Stress and Interface Friction by Finite Element Based Inverse Analysis Technique 52 (2003) 221–224.
- [8] T. Henke, M. Bambach, G. Hirt, Experimental Uncertainties affecting the Accuracy of Stress-Strain Equations by the Example of a Hensel-Spittel Approach, in: G. Menary (Ed.), 14th International ESAFORM Conference on Material Forming: ESAFORM 2011, 2011, pp. 71–77.
- [9] K.-T. Fang, R. Li, A. Sudjianto, Design and modeling for computer experiments, Chapman & Hall/CRC, Boca Raton, Fla., 2006.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRUG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE AÇO MULTIFÁSICO BAINÍTICO PARA FORJAMENTO COM REAGENTE LEPERA

### *MICRO-STRUCTURAL CHARACTERIZATION OF BAINITIC MULTIPHASE STEEL FOR FORGING WITH LEPERA ETCHING*

Matheus Alves da Silva <sup>(1)</sup>

Mario Wolfart Junior <sup>(2)</sup>

Alexandre Da Silva Rocha <sup>(3)</sup>

Cristiano José Turra <sup>(4)</sup>

Diego Rodolfo Simões de Lima <sup>(5)</sup>

### RESUMO

O desenvolvimento de aços multifásicos bainíticos apresenta crescimento acentuado nos últimos anos principalmente na indústria automobilística, pois permite melhorar a relação resistência mecânica/peso. Além disso, é possível realizar tratamento térmico simultaneamente ao forjamento, gerando assim, a redução de custos na produção. Porém, a sua caracterização microestrutural é bastante complexa devido à variedade morfológica formada de maneira assimétrica e irregular durante o arrefecimento. Para tal, tem-se utilizado o reagente LePera, entretanto, seus procedimentos de aplicação não são claros e de difícil realização. Ele é constituído por duas soluções combinadas que formam um filme instável na superfície da peça que permite a distinção dos microconstituintes através da coloração. A instabilidade é o agravante desse reagente, pois ele é suscetível a diversas variações. Sendo assim, através de bibliografias e com um aço bainítico microligado de resfriamento contínuo em desenvolvimento (DIN 18MnCrSiMo64), foi elaborada uma metodologia empírica a fim de determinar variáveis adequadas para a formação de um filme homogêneo. Utilizando as variáveis composição do LePera modificado (reagente I- 1g de metabissulfato de sódio em 100ml de água destilada e reagente II- 4g de ácido pícrico em 100ml de álcool etílico), concentração e proporção do reagente, pré-ataque, tempo de ataque, método para interromper o ataque e estratégia de secagem, foi possível encontrar formações satisfatórias do filme gerado. Essas formações foram obtidas a partir de duas estratégias diferentes de seleção de variáveis, tornando-se possível distinguir cada integrante em sua respectiva coloração: a) 1:2 do LePera<sup>1</sup>, sem pré-ataque, tempo de ataque químico de 30s e cessado com imersão em água destilada, limpeza em água corrente e secado com ar quente soprado na posição horizontal; b) 1:1 do LePera<sup>2</sup>, sem pré-ataque, tempo de ataque químico de 30s e cessado com imersão em água destilada, limpeza em água corrente e secagem natural na posição vertical. A bainita apresentou tom marrom, a ferrita azul, austenita retida e martensita tom branco.

**Palavras chaves:** LePera, microestrutura, aço, multifásico, bainítico, microligado.

<sup>(1)</sup> Estud. Engenharia; Instituto Federal Catarinense – Luzerna, matheus77.alvessilva@gmail.com.

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Eng.; Instituto Federal Catarinense – Luzerna, mario.wolfart@ifc.edu.br.

<sup>(3)</sup> Prof. Dr. Eng.; Universidade Federal do Rio Grande do Sul – Porto Alegre, alexandre.rocha@ufrgs.br.

<sup>(4)</sup> Estud. mestrado; Universidade Federal do Rio Grande do Sul – Porto Alegre, cristianojturra@gmail.com.

<sup>(5)</sup> Prof. Dr. Eng.; Instituto Federal Catarinense-Luzerna - Luzerna, diego.lima@ifc.edu.br.

## ABSTRACT

The development of bainitic multiphase steels has increased significantly in the last years mainly in the automotive industry, because it allows to improve the mechanical resistance / weight ratio. In addition, it is possible to perform heat treatment simultaneously to the forging generating the reduction of costs in the production. However, the microstructural characterization is quite complex due to the morphological variety formed in an asymmetrical and irregular way during the cooling. For this, the LePera reagent has been used, however, its application procedures are not clear and are difficult to perform. The reagent consists of two combined solutions that form an unstable film on the surface of the part that allows the distinction of microconstituents through coloration. Instability is the aggravating factor of this reagent, since it is susceptible to several variations. Thus, through bibliographies and a continuous cooling bainitic microalloyed steel in development (DIN 18MnCrSiMo64), an empirical methodology was elaborated in order to determine suitable variables for the formation of a homogeneous film. Utilizing the variables composition of modified LePera (reagent I-1g of sodium metabisulfite in 100 ml of distilled water and reagent II-4 g of picric acid in 100 ml of ethyl alcohol), concentration and proportion of the reagent, pre-etching, method to stop the etching and drying strategy, was possible to find satisfactory formations of the generated film. These formations were obtained from two different strategies of variable selection, where it was possible to distinguish each member in their respective color: a) 1: 2 of LePera<sup>1</sup>, without pre-etching, with a chemical etching time of 30s and ceased with immersion in distilled water, cleaning in running water and drying with hot air blown horizontally; b) 1:1 of LePera<sup>2</sup>, without pre-etching, etching time of 30s and ceased with immersion in distilled water, cleaning in running water and natural drying in vertical position. The bainite presented brown tone, the blue ferrite, retained austenite and white martensite.

**Keywords:** LePera, microstructure, steel, multiphase, bainitic, microalloyed.

## 1. INTRODUÇÃO

Devido à crescente demanda produtiva e tecnológica das indústrias Metalmeccânicas, necessita-se o aprimoramento e desenvolvimento de materiais com alta responsabilidade mecânica. Os aços multifásicos bainíticos correspondem a essa necessidade, pois desenvolvem combinações satisfatórias entre dureza, tenacidade e resistência a fadiga (ABDALLA, 2006; RAMOS et al., 2014; ROCHA, ZOCH, 2017). A relação resistência mecânica x peso pode ser aprimorada devido a essas combinações permitindo, assim, a substituição de aços carbono comuns, alteração comumente utilizada na indústria automobilística (BHADESHIA, 2001). Outro fator preponderante, é a capacidade de realizar o tratamento térmico simultaneamente ao forjamento, gerando redução de tempo e consumo energético das indústrias (ROCHA, ZOCH, 2017). Normalmente, os aços comuns são conformados e posteriormente sofrem tratamentos térmicos.

Os aços multifásicos bainíticos são obtidos através de tratamentos térmicos que usam resfriamento contínuo ou períodos isotérmicos de temperatura, a manutenção da temperatura em função do tempo nos tratamentos é responsável por conferir os constituintes microestruturais bainita, austenita retida e martensita, que alteram certas características mecânicas do aço (COLPAERT, 2008; ROCHA, ZOCH, 2017). Ainda, o percentual de fases que determina o equilíbrio mecânico também depende da composição química do aço, pois os elementos de liga são modificadores das curvas de tratamento térmico. Em perspectiva mecânica, a bainita é responsável por determinar o alongamento do material, a austenita retida por estabelecer a tenacidade e a martensita por conferir a dureza e resistência mecânica (ABDALLA et al., 2006; EILISES, 2008).

Existe vasta complexidade na distinção do tipo de bainita originada e as fases presentes nos aços multifásicos bainíticos com ataques químicos e microscópios comuns. Essa dificuldade é proveniente das morfologias assimétricas e quantidade de fases formadas durante o arrefecimento. Deste modo, a pesquisa científica e tecnológica tem a finalidade de facilitar a caracterização microestrutural desses aços através de novos reagentes químicos e métodos para a execução do ataque químico. Enquanto o tipo de bainita, que é classificada em superior ou inferior só pode ser identificada com o microscópio eletrônico de varredura, a distinção de fases pode ser efetuada através do reagente químico LePera.

O LePera é composto por duas soluções combinadas que formam um filme instável na superfície da peça. O filme é suscetível a diversas variações, por exemplo, concentração do reagente em relação a composição da liga, tempo de ataque e temperatura do ataque, umidade relativa do ar e método de secagem (FUKUGAUCHI, 2010). Portanto, foi realizada ampla pesquisa baseada em



metodologia empírica a fim de determinar variáveis que causem distinção clara das fases presentes. As variáveis utilizadas foram: composição de LePera, concentração e proporção do reagente, pré-ataque, tempo de ataque, método para interromper o ataque e estratégia de secagem. Assim, contribui-se para o avanço tecnológico da comunidade científica através do aprofundamento na caracterização dos aços bainíticos após o forjamento por meio do LePera, demonstrando a fragilidade do filme formado e selecionando variáveis adequadas para a formação de um filme homogêneo.

## 2.FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Os aços multifásicos são tratados termicamente e apresentam mudança na sua microestrutura devido ao efeito da taxa de resfriamento que estimula a formação de fases distintas, por exemplo, a estruturação da microestrutura contendo apenas bainita, ou ainda, apresentar demais fases como ferrita, austenita retida e martensita (EILISES, 2008; RAMOS, 2014). Inclusive, a diferença dessas fases causa alterações no comportamento mecânico quando submetidas a esforços solicitantes de dureza, tenacidade e resistência a fadiga (ROCHA, ZOCH, 2017).

A formação da microestrutura bainítica e eventuais fases podem ser obtida através do tratamento isotérmico de austêmpera ou resfriamento contínuo, dando origem as curvas dos gráficos TTT (transformação-termo-temperatura) e TRC (Transformação de resfriamento contínuo) respectivamente. Isso descreve o efeito da temperatura de austenitização, taxa de resfriamento e temperatura do banho, podendo ser modificadas com o meio de resfriamento utilizado e a composição química do material (COLPAERT, 2008; RAMOS, 2014). Durante o resfriamento e arrefecimento, ocorrerá formação de bainita através da nucleação de ripas de ferrita bainítica nos contornos de grão da austenita (HUPALO, 2012; RAMOS, 2014). A parcela não transformada fica retida e parte se transforma em martensita no arrefecimento até temperatura ambiente. A bainita pode ser classificada em superior ou inferior dependendo da manutenção do tempo em relação a temperatura nos tratamentos térmicos e a respectiva disposição dos carbonetos. A nomenclatura superior e inferior se refere as temperaturas mantidas isotermicamente nos gráficos TTT, sendo, a superior em dada temperatura superior (300 - 500°C) a manutenção do tratamento para a inferior (200 - 300°C) (KRELLING, 2018).

Em relação as morfologias da bainita, a superior apresenta carbonetos entre as placas de ferrita e morfologia parecida com “penas”, enquanto a inferior possui carbonetos dispersos nas placas ferríticas e morfologia parecida com martensita (aparência de agulha) devido seu arrefecimento brusco, em analogia ao resfriamento da bainita superior. A disposição e, portanto, a distinção do tipo de bainita não é possível na metalografia óptica. Além disso, os tamanhos de grão se distinguem devido a inferior apresentar uma queda inicial mais brusca de temperatura, impulsionando uma contração maior da microestrutura no resfriamento e, conseqüentemente grãos menores, portanto, apresenta maior dureza e menor tenacidade em relação a bainita superior (COLPAERT, 2008). Dessa maneira, devido as similaridades das microestruturas e complexibilidade na identificação devido a presença de diferentes fases, reagentes químicos específicos para a revelação devem ser utilizados, além de microscópio óticos potentes com o auxílio de softwares para identificação e quantificação das fases.

Técnicas convencionais de revelação de fases possibilitam limitada observação de fases. Para aços comuns essas técnicas são úteis, mas quando aplicado em aços multifásicos demonstram baixa eficácia. Assim, é necessário estudo aplicado sobre novos reagentes a fim de possibilitar a visualização de quatro fases que geralmente estão presentes nesses tipos de aços: ferrita, bainita, austenita retida e martensita (GIRAULT et al., 1998). Segundo Colpaert (2008), reagentes como o LePera e suas modificações depositam camadas coloridas (filme) sobre as fases seletivamente. Esse reagente faz parte dos grupos dos ataques químicos “Tint Etching” (ataques coloridos), que segundo a ASTM E 407 (2007), são responsáveis pela formação de um filme na superfície da peça e, de acordo com espessura dessa camada formada (diferente para cada microconstituente devido aos seus respectivos relevos) e interferência da luz, permite a caracterização microestrutural.

LePera (1998) elaborou o reagente LePera a partir da combinação de duas soluções: I- 1% de metabissulfito de sódio em água destilada e II- 4% de ácido pícrico em álcool etílico. De acordo com Girault et al. (1998), os aços multifásicos necessitam aprimoramento de sua caracterização microestrutural, assim, o ataque químico com modificações do reagente LePera permite a distinção dos grãos de ferrita, bainita e austenita/martensita com microscópio óptico. Pereira, Garcia e Hashimoto (2002) evidenciam uma boa concentração do reagente LePera: I- 10g de metabissulfito de sódio em 100ml de água destilada e II- 4g de ácido pícrico em 100ml de etanol. Diferentes autores

(COLPAERT, 2008; FUKUGAUCHI, 2010; GIRAULT et al., 1998) consideram necessárias modificações tanto na composição quanto na proporção do LePera para melhorar a formação do filme gerado na superfície da peça.

O reagente LePera é responsável por revelar cada microconstituente dos aços multifásicos com uma respectiva coloração: a bainita apresenta tom marrom, ferrita azul esverdeado e a austenita retida e martensita tom branco (COLPAERT, 2008; FUKUGAUCHI, 2010; GIRAULT et al., 1998; Pereira, Garcia e Hashimoto, 2002). O filme depositado na superfície da peça é bastante instável e de difícil controle pois ele é suscetível a diversas variáveis: composição química da liga e dos reagentes, proporção dos reagentes, método de secagem, pré-ataque, tempo de ataque, temperatura e umidade relativa do ar (FUKUGAUCHI, 2010). Girault et al. (1998) destaca que o filme formado dependerá da composição da liga utilizada, se o filme apresenta predominância azul, a proporção do reagente II deve ser aumentada de mesmo modo, se muito marrom a proporção do reagente I é aumentada. Assim, é necessário um estudo de caso baseado em métodos empíricos para se determinar uma metodologia para o uso do LePera e eliminar variáveis que causam instabilidade no filme formado na superfície da peça.

Em resumo, o controle do tempo-temperatura nos gráficos TTT e TRC tem a finalidade de obter porcentagens de bainita, austenita retida e martensita a fim de alterar características de determinada liga. Assim, cada variação desses constituintes ocasionará em alteração de propriedades mecânicas. Por exemplo, nas estruturas multifásicas bainíticas a porcentagem de bainita é responsável por determinar o alongamento do material, a austenita retida por estabelecer a tenacidade e a martensita por conferir a dureza e resistência mecânica (ABDALLA, 2006; EILISES, 2008). Ainda, o percentual de fases que controla o equilíbrio de esforços mecânicos citados são dependentes da composição química da liga, pois, determinados elementos de liga (como Cr, Si, Mn e Mo) são modificadores das curvas dos gráficos, alterando o tipo de tratamento térmico em analogia com o material utilizado (HUPALO, 2012; RAMOS, 2014). Deste modo, ser capaz de caracterizar os aços multifásicos após o forjamento permite monitorar a influência de cada microconstituente facilitando assim o desenvolvimento de aços com aumento de responsabilidade mecânica para os mais diversos empregos.

### 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Através do programa BRAGECRIM, iniciativa entre Brasil e Alemanha para pesquisas colaborativas em tecnologia de manufatura com o intuito de apoiar e financiar projetos de pesquisa, um aço bainítico microligado de resfriamento contínuo em estágio de desenvolvimento cedido por uma empresa europeia foi submetido a caracterização microestrutural com o reagente LePera. O aço em questão é denominado DIN 18MnCrSiMo64 e tem sua composição química identificada na Tabela 1 pelo Laboratório de Metalurgia Física – LAMEF da Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS. Os demais procedimentos foram realizados no Instituto Federal Catarinense – Campus Luzerna, responsável pelo financiamento dos recursos utilizados.

**Tabela 1. Composição química identificada do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo64.**

Elementos químicos identificados (%) no Laboratório de Metalurgia Física - LAMEF										
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	Fe
0,189	1,16	1,35	0,0097	0,0147	0,0582	1,14	0,0901	0,263	0,0136	95,7

O reagente LePera foi elaborado conforme a concentração que Pereira, Garcia e Hashimoto (2002) evidenciaram: I- 10g de metabissulfito de sódio em 100ml de água destilada e II- 4g de ácido pícrico em 100ml de etanol. O etanol deu lugar ao álcool etílico nas soluções e foi testado também o LePera com modificação do reagente II: 6g de ácido pícrico em 100ml de álcool etílico. A Tabela 2 demonstra as soluções manipuladas do LePera.

**Tabela 2. Soluções do reagente LePera utilizadas para a caracterização microestrutural.**

Solução Final	Reagente I	Reagente II	Proporção testada
<b>LePera Modificado 1 (LePera<sup>1</sup>)</b>	1g de metabissulfito de sódio em 100ml de água destilada	4g de ácido pícrico em 100ml de álcool etílico	1:1 e 1:2
<b>LePera Modificado 2 (LePera<sup>2</sup>)</b>	1g de metabissulfito de sódio em 100ml de água	6g de ácido pícrico em 100ml de álcool etílico	1:1 e 1:2



	destilada		
--	-----------	--	--

Os reagentes foram mantidos em temperatura de aproximadamente 0°C e foi combinado momentos antes do realizar o ataque químico, formando assim a solução/reagente LePera. A temperatura é responsável por diminuir o nível de agitação das moléculas, assim, quando misturados as duas concentrações momentos antes do ataque, o filme é formado lentamente na superfície da amostra.

As amostras foram preparadas para a metalografia de acordo com a norma ASTM E3 e, em seguida limpadas repetidas vezes com água destilada momentos antes do ataque químico. Os procedimentos de seleção de variáveis estão demonstrados na Tabela 3. Através de bibliografias foram selecionadas variáveis com o intuito de encontrar formações satisfatórias do filme gerado na superfície da peça. Para essas variáveis, foi estudado conservar uma variável efetiva e alterar variáveis instáveis ao filme formado. O primeiro ataque foi realizado somente com nital 2% para fins de comparação com o filme gerado com o LePera.

**Tabela 3. Variáveis adotadas para os testes empíricos do reagente LePera com embasamento bibliográfico.**

Ataque químico	Solução utilizada	Proporção dos reagentes I e II	Pré - Ataque	Tempo de ataque	Método de interromper o ataque	Limpeza pós cessar o ataque	Método de secagem / posição das amostras
<b>A</b>	Nital 2%	-	-	10s	Álcool	Água corrente	Ar quente assoprado / horizontal
<b>B</b>	LePera <sup>1</sup>	1:1	-	30s	Imersão em água destilada	Água corrente	Ar quente assoprado / horizontal
<b>C</b>	LePera <sup>1</sup>	1:2	-	30s	Imersão em água destilada	Água corrente	Ar quente assoprado / horizontal
<b>D</b>	LePera <sup>1</sup>	1:2	-	50s	Imersão em água destilada	Água corrente	Ar quente assoprado / horizontal
<b>E</b>	LePera <sup>1</sup>	1:2	Nital 2%	30s	Imersão em água destilada	Água corrente	Ar quente assoprado / horizontal
<b>F</b>	LePera <sup>1</sup>	1:2	-	30s	Imersão em água destilada	Água corrente	Ar quente assoprado / horizontal
<b>G</b>	LePera <sup>1</sup>	1:2	-	30s	Imersão em água destilada	Água corrente	Ar quente assoprado / horizontal
<b>H</b>	LePera <sup>1</sup>	1:2	-	30s	Imersão em água	Sem limpeza	Ar frio assoprado / vertical
<b>I</b>	LePera <sup>2</sup>	1:2	-	30s	Imersão em água destilada	Água corrente	Ar frio assoprado / vertical
<b>J</b>	LePera <sup>2</sup>	1:1	-	30s	Imersão em água destilada	Água corrente	Natural/ vertical
<b>K</b>	LePera <sup>2</sup>	1:1	-	30s	Imersão em água	Sem limpeza	Natural / vertical
<b>L</b>	LePera <sup>2</sup>	1:1	Nital 2%	30s	Imersão em água destilada	Água corrente	Natural / vertical



Os ataques químicos da Tabela 3 foram efetuados em dias distintos e como o instituto não dispõe de equipamentos de controle de temperatura e umidade relativa do ar, essas variáveis não foram apresentadas no artigo. A microestrutura foi identificada no microscópio metalográfico OPTIKA B-1000MET sendo utilizado aumento de 500x. Dispondo de filtro transparente e verde, a fim de buscar melhor qualidade e contornos delineados auxiliando assim na distinção dos microconstituintes através de fotos da microestrutura com o aplicativo OptikaView7. Para as fotos de cada ataque químico, foi buscado determinado ponto contendo a melhor formação do filme gerado.

#### 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A sequência de figuras (Figura 1 a Figura 12) a seguir demonstra os resultados obtidos após vários procedimentos de métodos empíricos referentes a Tabela 3. Os resultados satisfatórios tiveram a representação dos seus microconstituintes com sua respectiva coloração: B = bainita - marrom, F = ferrita - azul, FB= ferrita bainítica - azul e MA = martensita-austenita retida - branco.

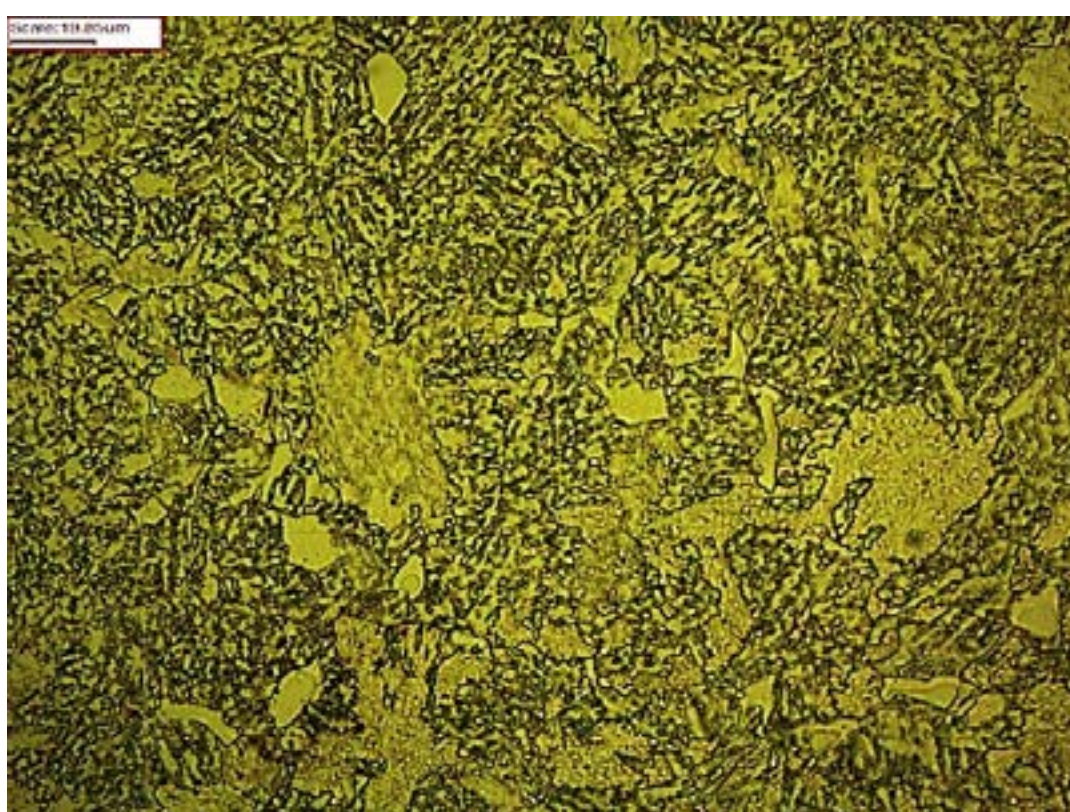


Figura 1. Ataque químico A 500x.

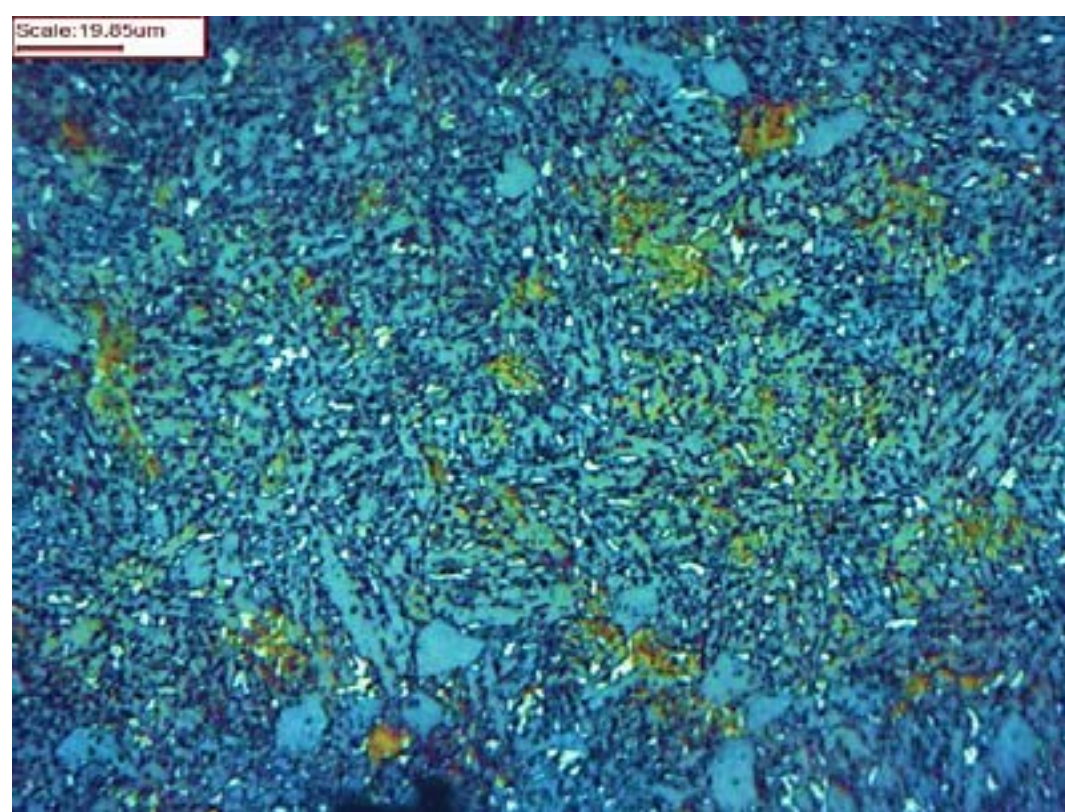


Figura 2. Ataque químico B 500x.

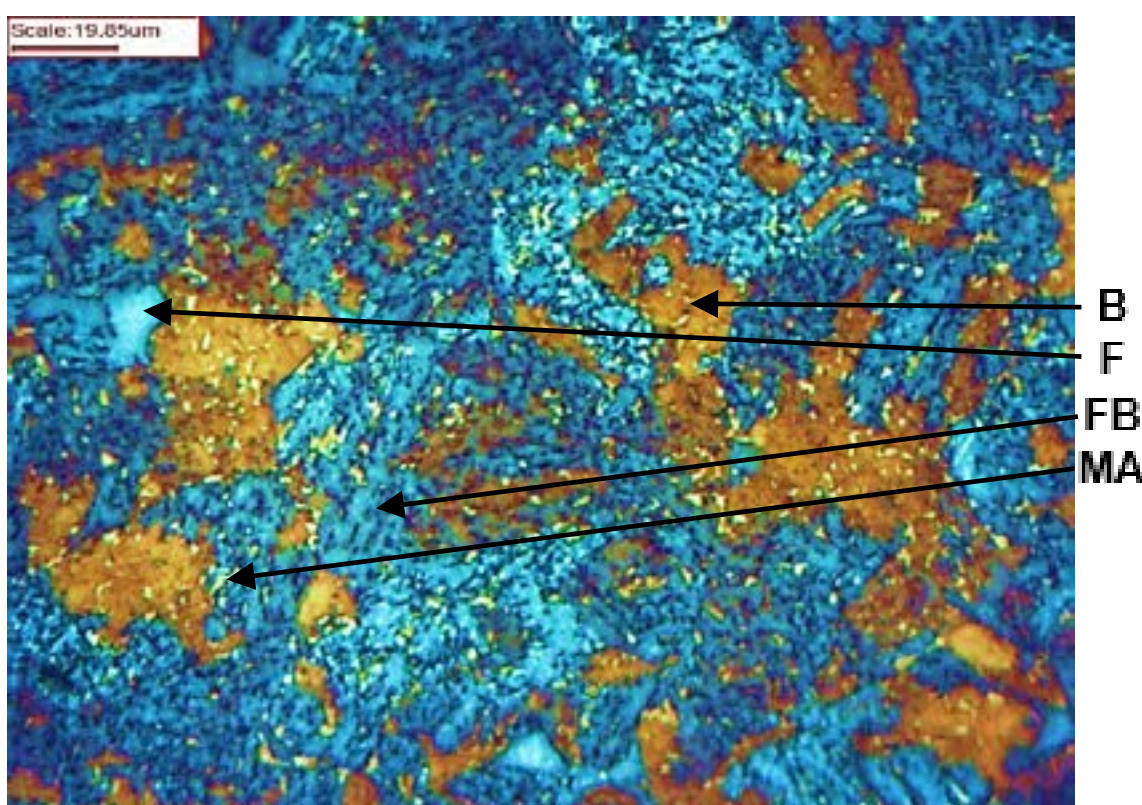


Figura 3. Ataque químico C 500x.



Figura 4. Ataque químico D 500x.



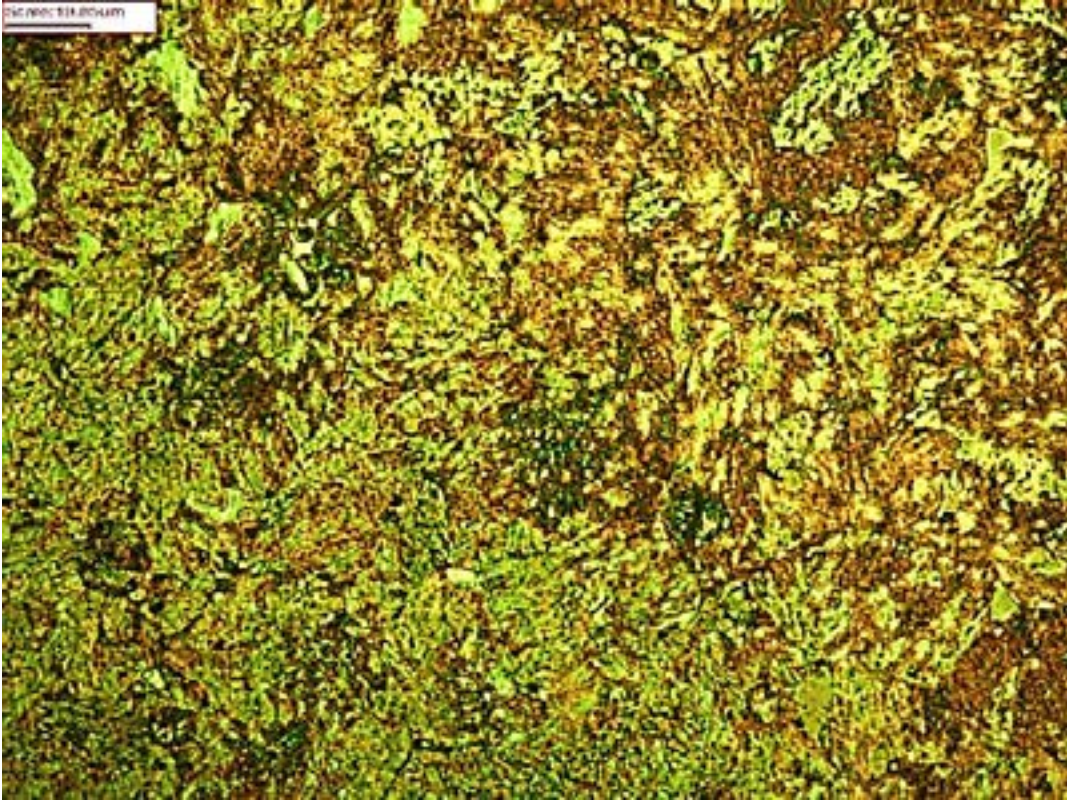


Figura 5. Ataque químico E 500x.

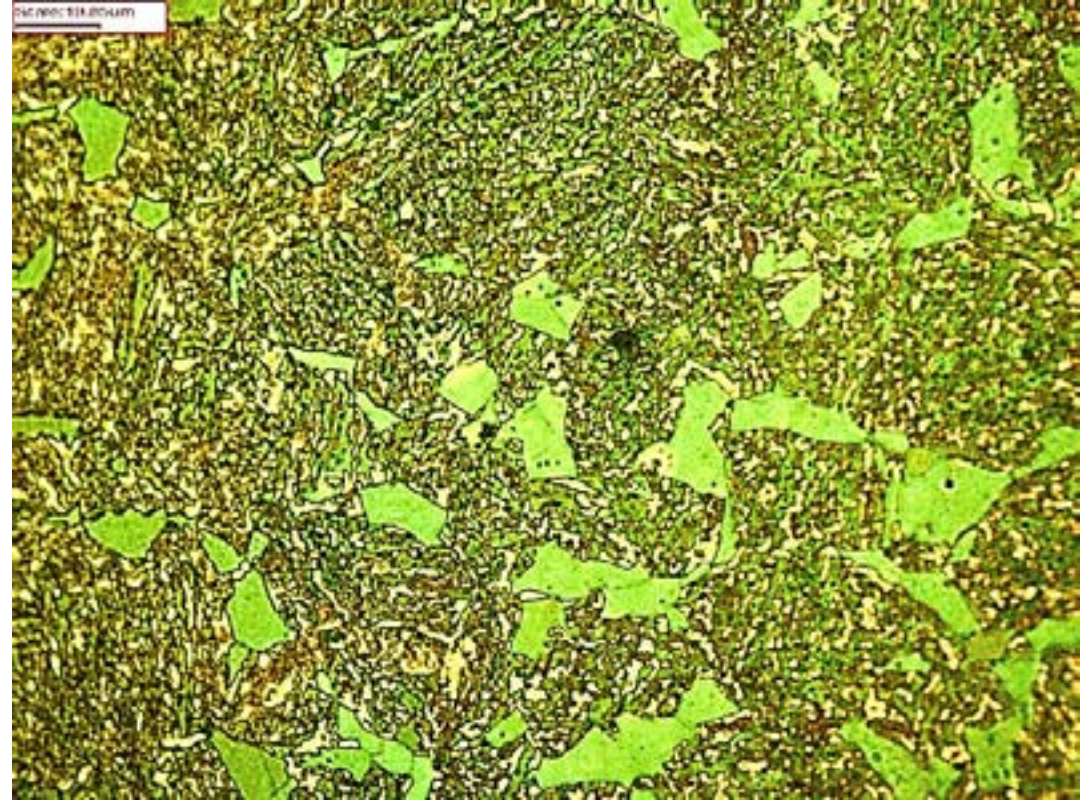


Figura 6. Ataque químico F 500x.

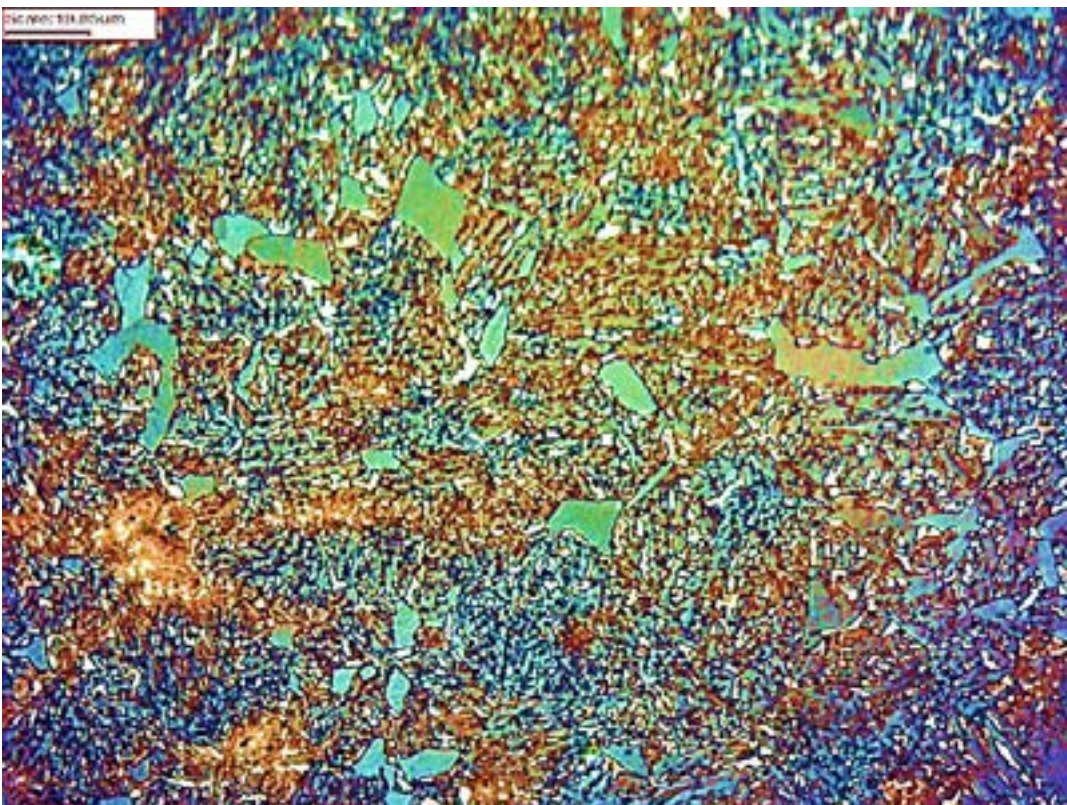


Figura 7. Ataque químico G 500x.

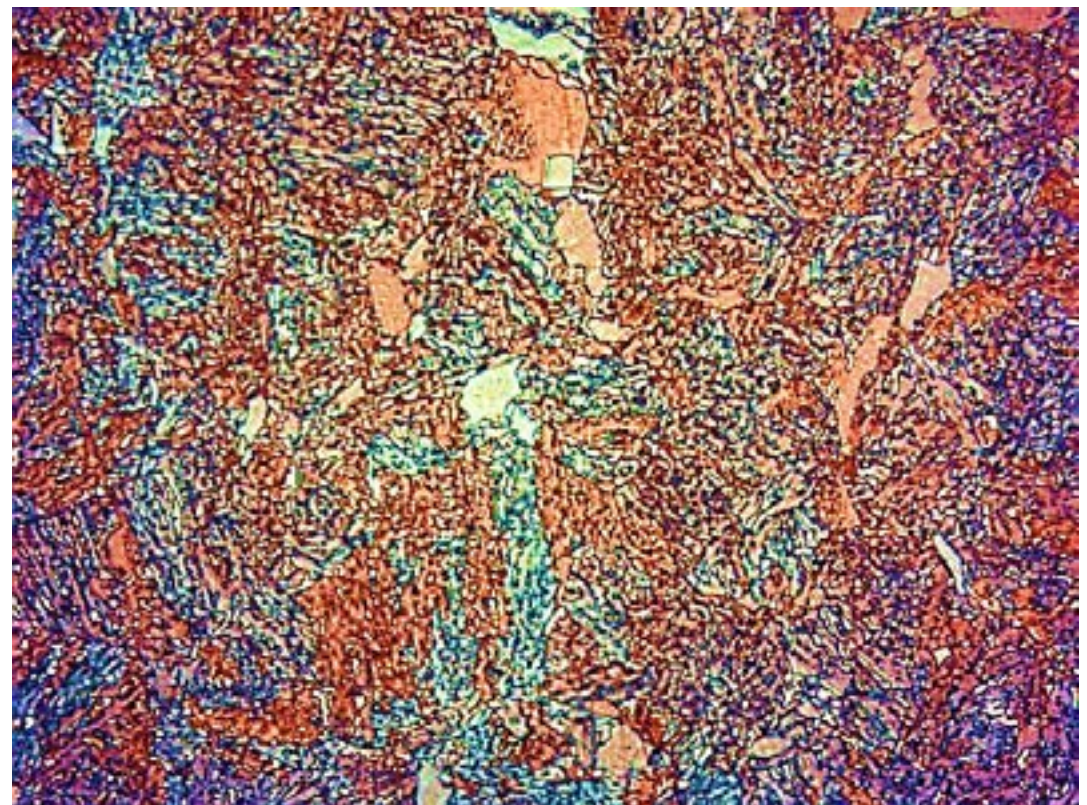


Figura 8. Ataque químico H 500x.

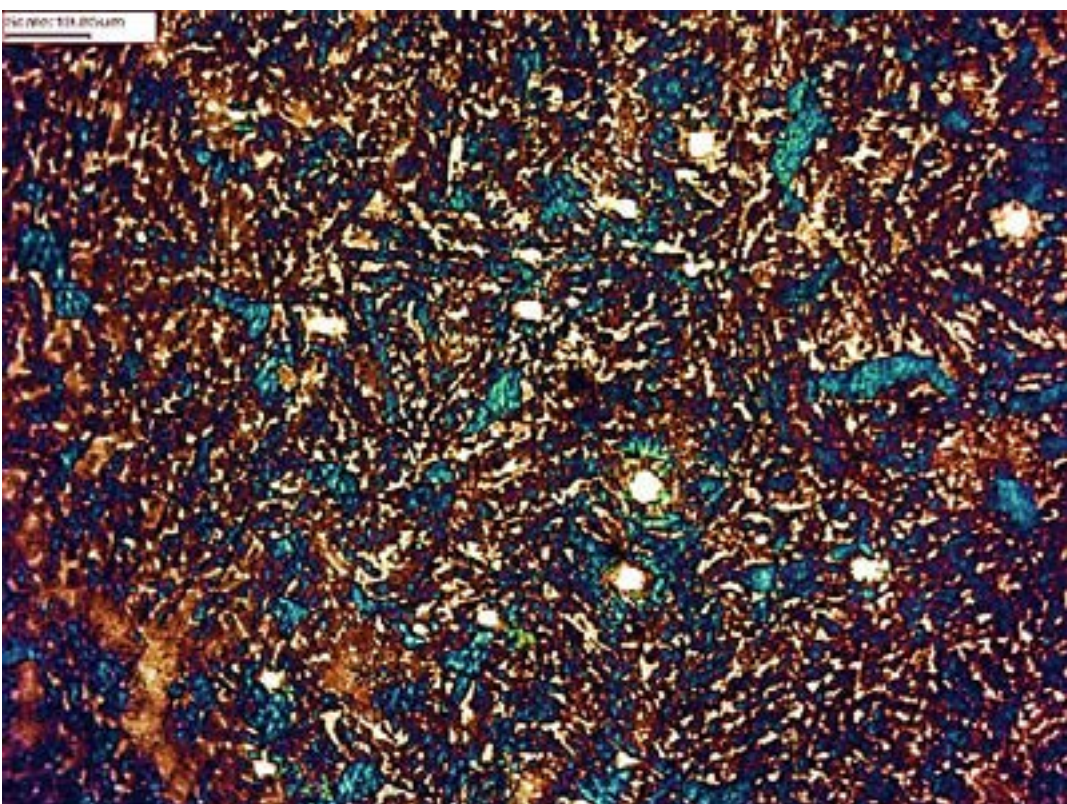


Figura 9. Ataque químico I 500x.

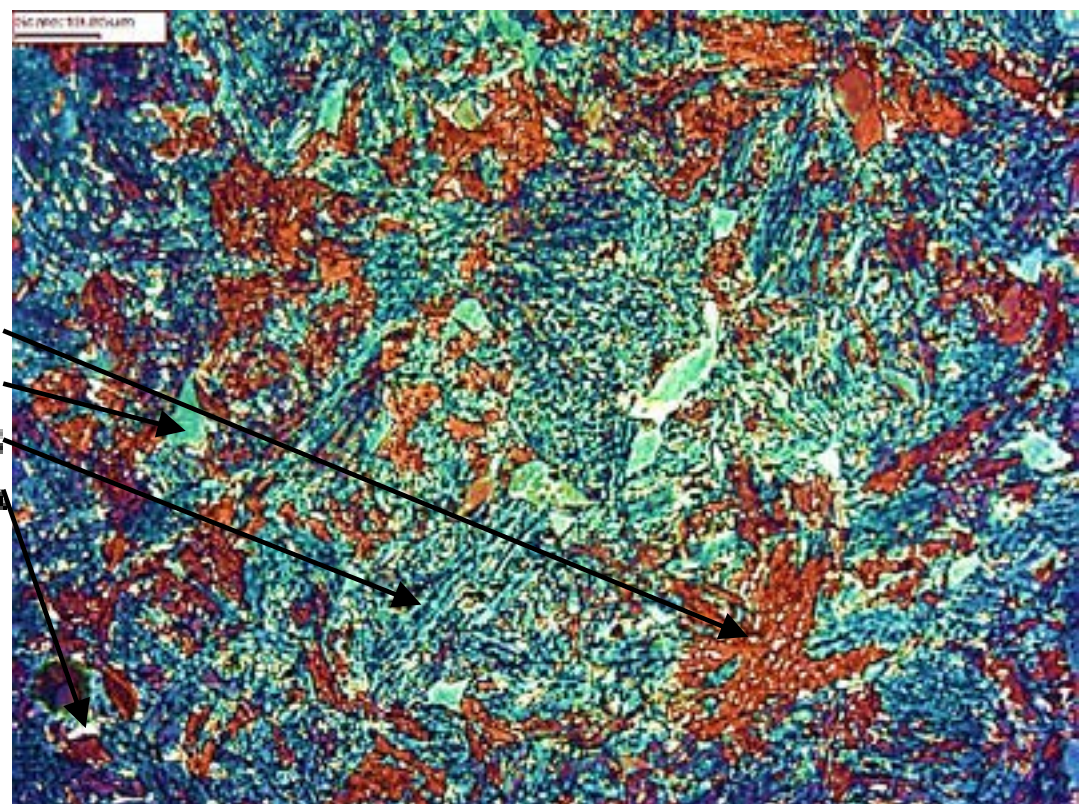


Figura 10. Ataque químico J 500x.



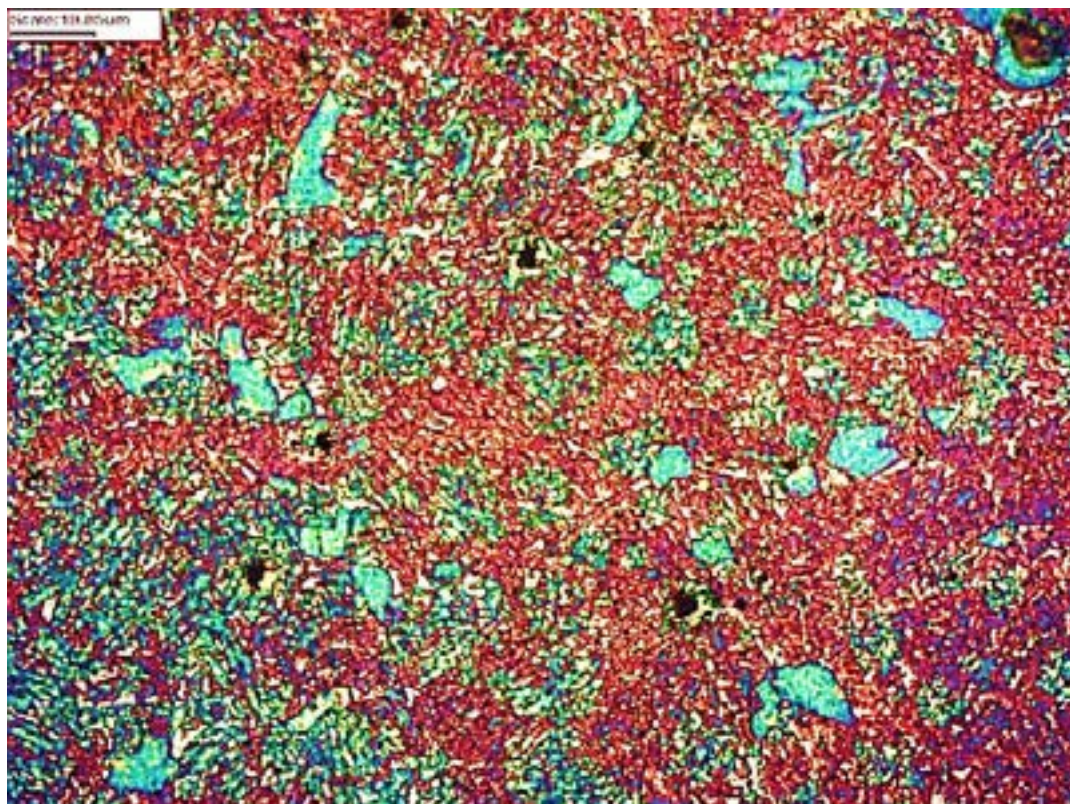


Figura 11. Ataque químico K 500x.

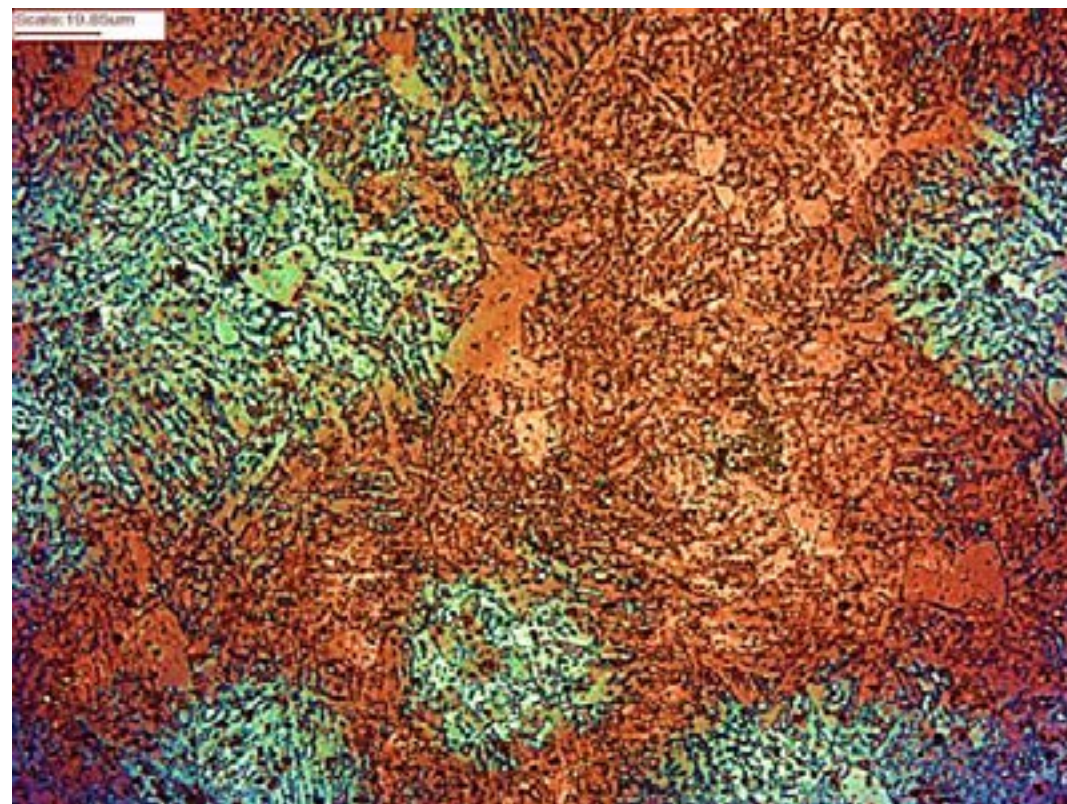


Figura 12. Ataque químico L 500x.

A partir da Figura 1 é visível a ineficiência de ataques químicos comuns para diferenciar as fases dos aços multifásicos, de modo que não é possível declarar com exatidão os microconstituintes pois, apresentam a mesma coloração contendo morfologias assimétricas e irregulares. Tendo o uso do LePera justificado, o primeiro teste do LePera seguiu a Figura 2 permitindo a identificação da predominância da coloração azul esverdeado incapacitando a distinção. Diante disso, foi alterado a proporção dos reagentes para 1:2 o que ocasionou o primeiro resultado satisfatório apresentado na Figura 3: a bainita apresentou tom marrom, ferrita azul e a austenita retida e martensita tom branco. Nota-se também na Figura 3 a grande quantidade de ripas ferríticas bainíticas (tom azul) que não se transformaram em bainita durante o arrefecimento.

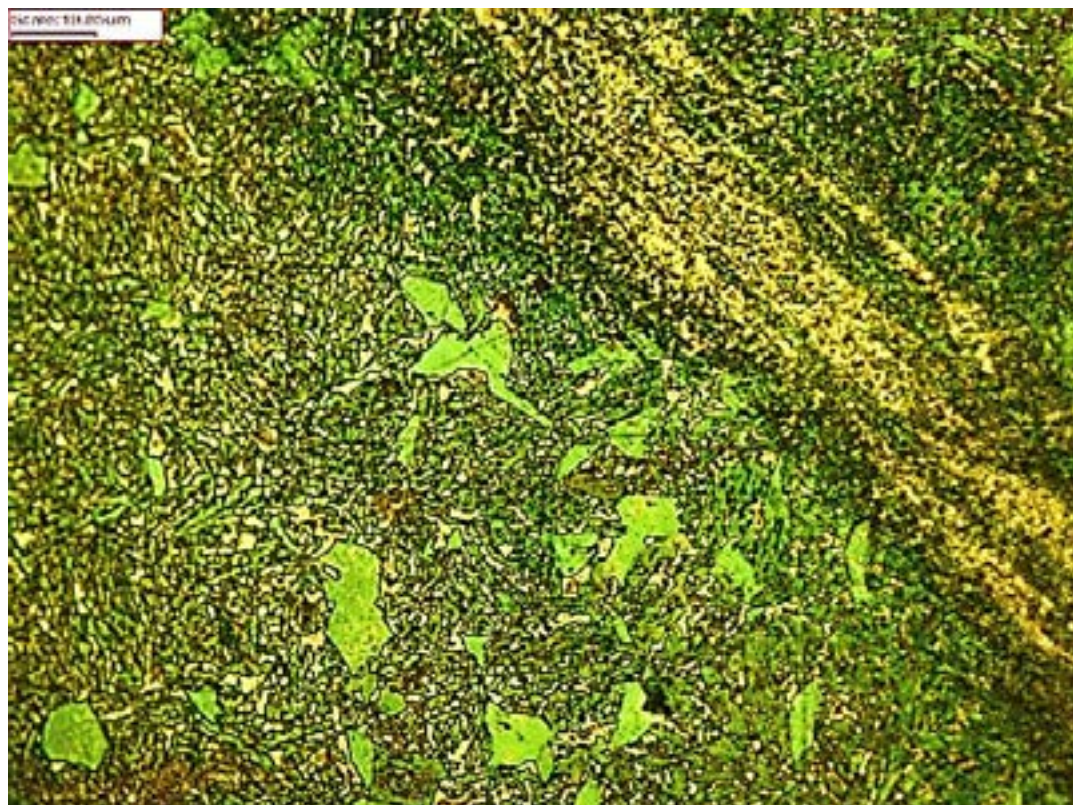
A fim de melhorar o perfil do filme gerado, a Figura 4 foi identificada com o mesmo procedimento da anterior, porém com maior tempo de imersão no reagente, ocasionando assim uma superfície muito atacada contendo pontos de corrosão incapacitando a diferenciação dos microconstituintes. Esse método, apresentou predominância do tom esverdeado devido ao filtro verde utilizado para realçar a ferrita que faz equivalência a coloração azul demonstrado na Figura 3. Explicitando, com o uso do filtro verde, apenas a coloração da ferrita é influenciada diretamente. Buscando melhor contraste e contornos de tons mais delineados, a Figura 5 seguiu o mesmo procedimento da Figura 3, porém com pré-ataque (nital 2%) ocasionando novamente incapacidade de diferenciar os microconstituintes, superfície muito atacada e alguns pontos de corrosão.

Ressaltando que cada ataque foi realizado em dias distintos, o procedimento de ataque da Figura 6 e Figura 7 seguiram a mesma metodologia da Figura 3, porém, apresentaram resultados insatisfatórios fortalecendo, assim, a ideia do reagente LePera ser instável. Nota-se o uso do filtro verde na Figura 6 e transparente na Figura 7, apesar da não homogeneidade do filme que incapacita a distinção dos microconstituintes, apenas a coloração da ferrita é alterada (verde/azul). Diante disso, para a Figura 8 foi alterado o método de interromper o ataque, limpeza, secagem e posição de secagem, mas o filme formado continuou se demonstrando irregular.

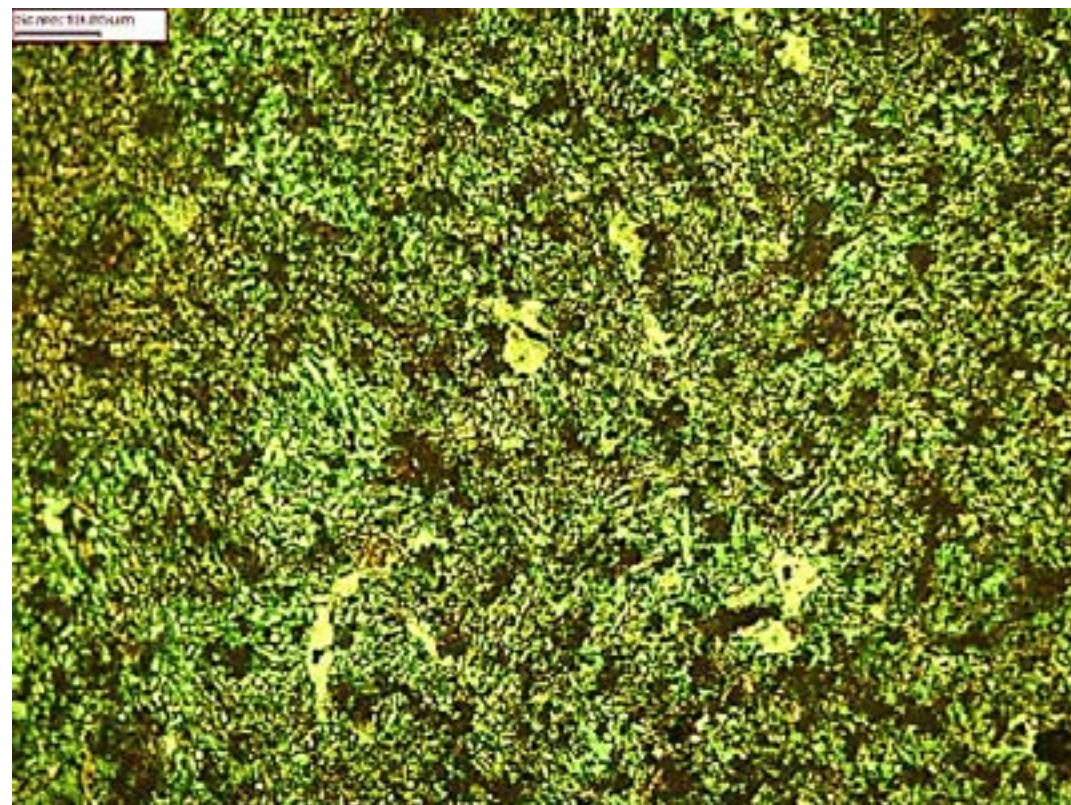
A fim de reencontrar uma formação satisfatória do LePera, a Figura 9 demonstra o filme formado a partir do LePera<sup>2</sup> com mesmo tempo de ataque, método de interromper o ataque e limpeza da Figura 3, porém, com secagem a ar frio verticalmente. Constatou uma superfície super atacada contendo pontos de corrosão. Para a Figura 10, foi alterado a secagem a qual ocorreu naturalmente na mesma posição e diante disso foi possível encontrar a segunda formação satisfatória do filme gerado. Novamente, a bainita apresentou tom marrom, ferrita azul, a austenita retida e martensita tom branco e também é visível a grande quantidade de ripas de ferrita bainítica o que faz analogia com a Figura 3 que obteve também um resultado satisfatório. Para a Figura 11, o processo foi semelhante ao anterior, porém, sem limpeza pós ataque ocasionando pontos de corrosão e superfície muito atacada. Contando com os mesmos procedimentos da Figura 10 e adição de pré-ataque (nital 2%), a partir da Figura 12 não foi possível melhorar o filme gerado ocasionando um filme sem homogeneidade contendo bandas de corrosão.

A partir da sequência de figuras (Figura 13 a Figura 16) é demonstrado regiões dos ataques químicos F e H nos quais ocorreram problemas referentes aos métodos de secagem. Esses problemas foram evidenciados em demais ataques, porém, esses apresentaram comportamento mais agressivo.

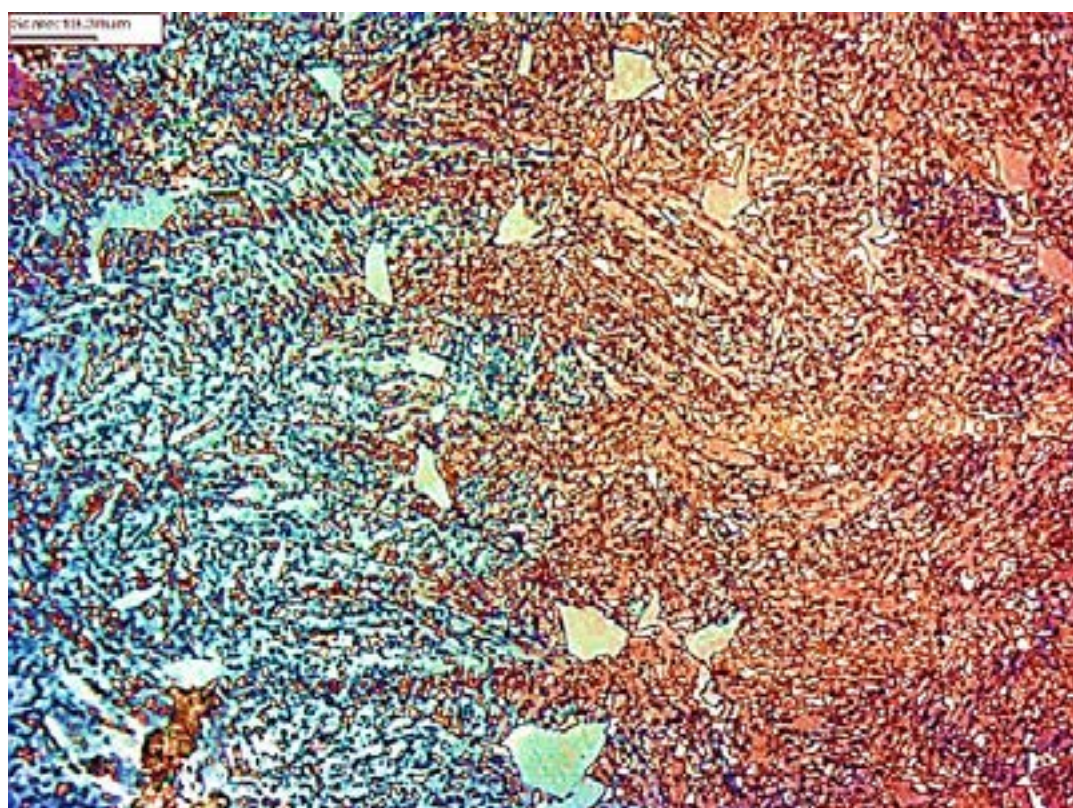




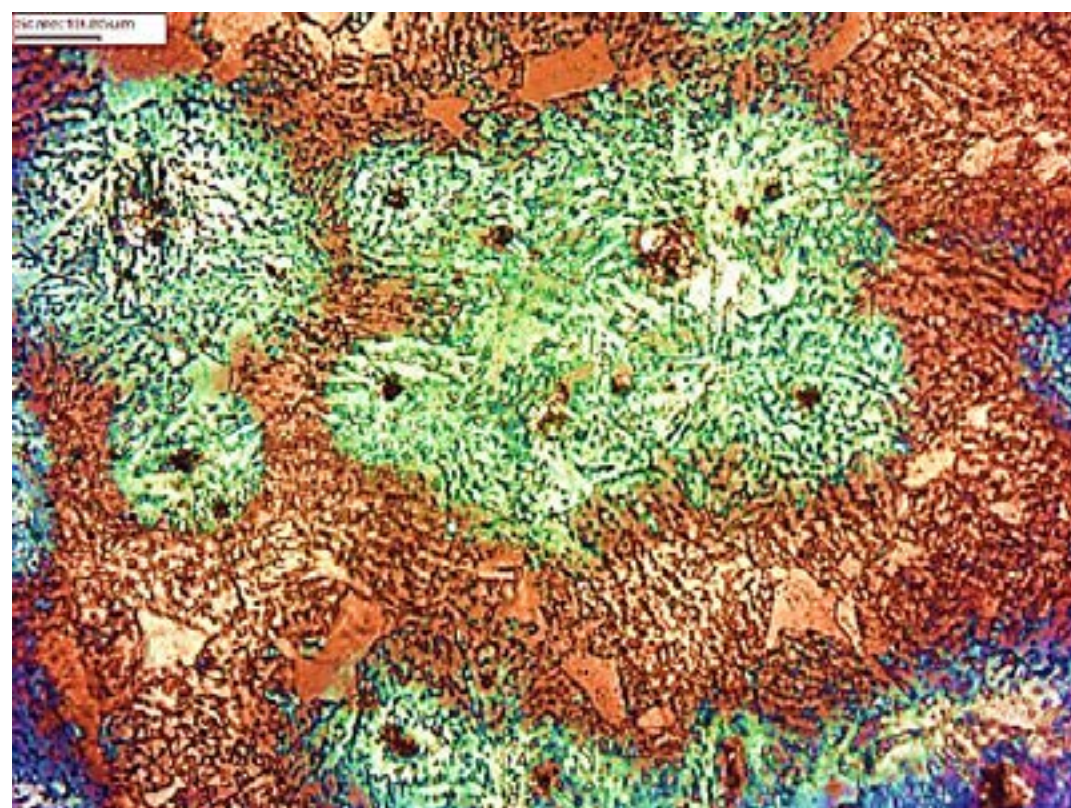
**Figura 13. Ataque químico F 500x.**



**Figura 14. Ataque químico F 500x.**



**Figura 15. Ataque químico H 500x.**



**Figura 16. Ataque químico H 500x.**

Nota-se na Figura 13 o efeito e sentido do ar soprado quente aonde não possibilitou a formação do filme ocasionando traços do mesmo. A Figura 14 é proveniente de uma extremidade a qual foi última a secar acarretando determinado acúmulo de reagente e pontos de oxidação. Para a Figura 15, é visível o arrasto ocasionado devido a secagem com ar frio soprado, em comparação com a Figura 13, o ar frio forçado sobre a superfície foi mais agravante. Também, é notável que o ar frio ocasionou menor formação de pontos de corrosão em analogia das Figura 14 e Figura 16, sendo, ambas capturadas em determinada extremidade que secou por último.

## 5. CONCLUSÃO

A fim de facilitar a caracterização microestrutural após a conformação mecânica e em especial após forjamento, através de um aço bainítico em estágio de desenvolvimento (DIN 18MnCrSiMo64), foi possível distinguir seus microconstituintes em colorações distintas com microscopia óptica através do reagente LePera. Dentre os métodos de seleções de variáveis e testes empíricos testados, foi identificado duas formações satisfatórias do filme gerado na superfície da peça:

a) O método para a primeira formação satisfatória (ataque químico C) seguiu a proporção 1:2 do LePera<sup>1</sup>, sem pré-ataque, tempo de ataque químico de 30s e cessado com imersão em água destilada, limpeza em água corrente e secado com ar quente soprado na posição horizontal. Assim, a concentração foi capaz de distinguir a bainita na coloração marrom, ferrita em azul, austenita retida e martensita em branco. Também, notou-se o grande percentual de ripas ferríticas bainíticas (em tom azul) que não se transformaram em bainita durante o arrefecimento.

b) O segundo método (ataque químico J) seguiu a proporção 1:1 do LePera<sup>2</sup>, sem pré-ataque, tempo de ataque químico de 30s e cessado com imersão em água destilada, limpeza em água corrente e secagem natural na posição vertical. Assim, foi possível diferenciar a bainita em marrom,



ferrita em azul, austenita retida e martensita em branco. Também, semelhante ao método anterior, foi identificado grande percentual de ripas de ferrita bainítica em tom azul.

Notou-se a grande instabilidade do filme gerado com o reagente LePera através de testes realizados em dias distintos do item (a), esses não seguiram o mesmo padrão, ocasionando em filmes não homogêneos impossibilitando assim a distinção dos microconstituintes. Possivelmente, esse erro é devido a variação da temperatura e umidade relativa do ar em dias distintos (variáveis não controladas).

A adição de pré-ataque, uso de tempo superior a 30s de ataque químico com o LePera e a não limpeza da superfície pós ataque, ocasionaram em superfícies muito atacadas com presença de pontos de corrosão impossibilitando assim a caracterização microestrutural.

Quanto a secagem, notou-se que o ar soprado tende a deslocar o filme em um sentido preferencial. O ar quente assoprado se demonstrou um facilitador de pontos de corrosão enquanto o ar frio assoprado, devido ao maior tempo necessário de secagem, ocasionou arrasto do filme incapacitando a caracterização microestrutural. A secagem natural se demonstrou mais eficiente proporcionando maior homogeneização do filme. Em relação a posição de secagem, com ambas posições testadas foi possível encontrar um filme satisfatório do LePera.

Deste modo, os itens C e J devem ser eficazes para aços carbono microligados, sendo necessário a variação dos reagentes I e II devido a alteração da composição química do aço e variação da temperatura e umidade relativa do ar.

## 6. REFERÊNCIAS

- Abdalla, A.J. et.al, 2006, “Formação da fase bainítica em aços de baixo carbono”, Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, Guaratinguetá, p.175-181, 23 ago. 2006. Disponível na Internet via WWW. URL: <http://www.sbvacu.org.br/rbav/index.php/rbav/article/view/64>. Arquivo capturado em 15 de julho de 2018, às 14h 00.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E 407: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. 2007.
- Bhadeshia, S.R. et al., 2001, “Emprego dos Aços bainíticos”, University Of Cambridge: Bainite in Steels, Cambridge. Disponível na internet via WWW. URL: <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/port/bainitepk.html>. Arquivo capturado em 20 de julho de 2018, às 10h 00.
- COLPAERT, H., 2008, “Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns”, 4. ed. São Paulo: E. Blücher, 2008. xx, 652 p. + 1 DVD. - ISBN 9788521204497;
- EILISES, C.C.A. et al., 2008, “Caracterização mecânica e microestrutural de um aço baixo carbono microligado com estrutura multifásica”, Revista Matéria, v. 13, n. 2, pp. 398 – 404, 2008, São Paulo. Disponível na internet via WWW. URL: <http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo11011>. Arquivo capturado em 11 de julho de 2018.
- Fukugauchi, C.S., 2010, “Metodologia para caracterização metalográfica de um aço TRIP por microscopia óptica”, 122 f. Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010. Disponível via WWW. URL: <http://hdl.handle.net/11449/94424>. Arquivo capturado em 20 de dezembro de 2018.
- Girault, E. et al, 1998, “Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP-Assisted Steels”, Materials Characterization, Vol. 40, no. 2, p. 111-118. Disponível na internet via WWW. URL: <https://repositorio.unesp.br/bitstream/handle/11449/67021/2-s2.0-0036412204.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Arquivo capturado em 05 de janeiro de 2019.
- Hupalo, M.F. et al., 2012, “Aspectos cinéticos e microestruturais da transformação bainítica incompleta em ferros nodulares austemperados”, Rem: Rev. Esc. Minas [online], vol.65, n.2, pp.217-224. ISSN 0370-4467. Disponível na internet via WWW. URL: <http://dx.doi.org/10.1590/S0370-44672012000200010>. Arquivo capturado em 13 de julho de 2018.
- Krelling, A., 2018, “Diagramas TTT”, Joinville: Ifsc 35 slides, color. Disponível na internet via WWW. URL: <http://joinville.ifsc.edu.br/~anael.krelling/T%C3%A9cnico%20em%20Mec%C3%A2nica%20Integrado/TTT/1%20-%20Diagramas%20TTT.pdf>. Arquivo capturado em 25 de julho de 2018.
- LePera, F.S., 1998, “Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel”, Journals of Metals, v.32, p38-9. Disponível na internet via WWW. URL: <https://www.academia.edu/36860107/Lepera>. Arquivo capturado em 19 de dezembro de 2018.



- Pereira, M.S., Garcia, P.E.L. e Hashimoto, T.M., 2002, "Metallographic Procedure to Microstructural Characterization of a Multiphase Steel Applied to Pipelines Industry by Optical Microscopy", *Microscopy and Microanalysis*, v. 8, n. SUPPL. 2, p. 1328-1329, 2002. Disponível na internet via WWW. URL: <://hdl.handle.net/11449/67021>. Arquivo capturado em de 10 janeiro de 2019.
- Ramos, D.S. et al., 2014, "Efeito da composição química na cinética e morfologia da transformação bainítica em aços de alto carbono contendo teores variáveis de Si, Mn e Ni". 21<sup>o</sup> CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Cuiabá, MT, Brasil. Disponível na Internet via WWW. URL: <http://www.metallum.com.br/21cbecimat/CD/PDF/304-080.pdf>. Arquivo capturado em 07 de julho de 2018, às 17h 00.
- Rocha, A.S. e Zoch, H.W., 2017, "Manufatura Energicamente Eficiente para Aços Bainíticos Avançados Baseada no Processo Termomecânico", 2017. 20 f. - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.



# 39° SENAFOR

23ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

22ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 9ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 6º Congresso do BrDDRG

9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

2ª Conferência Internacional em Engenharia de Superfícies na Conformação de Materiais

1

## Análise de amostras da liga de titânio Ti6Al4V impressas por FSL para ensaios de microfresamento

Maria Clara Coimbra Gonçalves <sup>(1)</sup>

Marcello Vertamatti Mergulhão <sup>(2)</sup>

Rodrigo Lima Stoeterau <sup>(3)</sup>

Gilmar Ferreira Batalha <sup>(4)</sup>

Maurício David Martins Neves <sup>(5)</sup>

### RESUMO

A fabricação de peças metálicas via impressão 3D tem ganhado destaque pela sua eficácia na manufatura de geometrias complexas e com pouco consumo de material. Uma das estratégias de sinterização utilizadas para impressão 3D é a Fusão Seletiva a Laser (FSL), que consiste na completa fusão dos pós metálicos por meio de um feixe laser. As peças obtidas por esse processo apresentam uma superfície com ondulações periódicas e anisotropias relacionadas à direção da sinterização. No entanto, o efeito dessa ondulação e da anisotropia das peças nas suas propriedades mecânicas e na sua usinabilidade é pouco conhecido. Visto isso, este trabalho visa examinar amostras da liga de titânio Ti6Al4V impressas por FSL, mediante análises de dureza, rugosidade e por microscópio óptico para ensaios de microfresamento.

**Palavras-chave** — microfresamento, impressão 3D, FSL, manufatura híbrida, liga de titânio.

## Selective Laser Melting printed Ti6Al4V Titanium Alloy samples analysis for Micro Milling tests

### ABSTRACT

The manufacturing of metal parts via 3D printing has gained prominence for its effectiveness in manufacturing complex geometries with low material consumption. One of the sintering strategies used for 3D printing is Selective Laser Melting (SLM), which consists in the complete fusion of metal powders by means of a laser beam. The parts obtained by this process have a surface with periodic undulations and anisotropies related to the direction of sintering. However, the effect of this undulation and anisotropy of parts on their mechanical properties and machinability is poorly known. Thereby, this paper aims to examine SLM-printed Ti6Al4V titanium alloy samples, through hardness, roughness and optical microscope analysis for micro-milling tests.

**Key words** — micromilling, 3D printing, SLM, hybrid manufacturing, titanium alloy.

<sup>(1)</sup> Mestranda em Engenharia Mecânica, Universidade de São Paulo, [mclara.coimbra@usp.br](mailto:mclara.coimbra@usp.br)

<sup>(2)</sup> Doutorando IPEN, Universidade de São Paulo, [marcellovertamatti@usp.br](mailto:marcellovertamatti@usp.br)

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Universidade de São Paulo, [rodrigo.stoeterau@usp.br](mailto:rodrigo.stoeterau@usp.br)

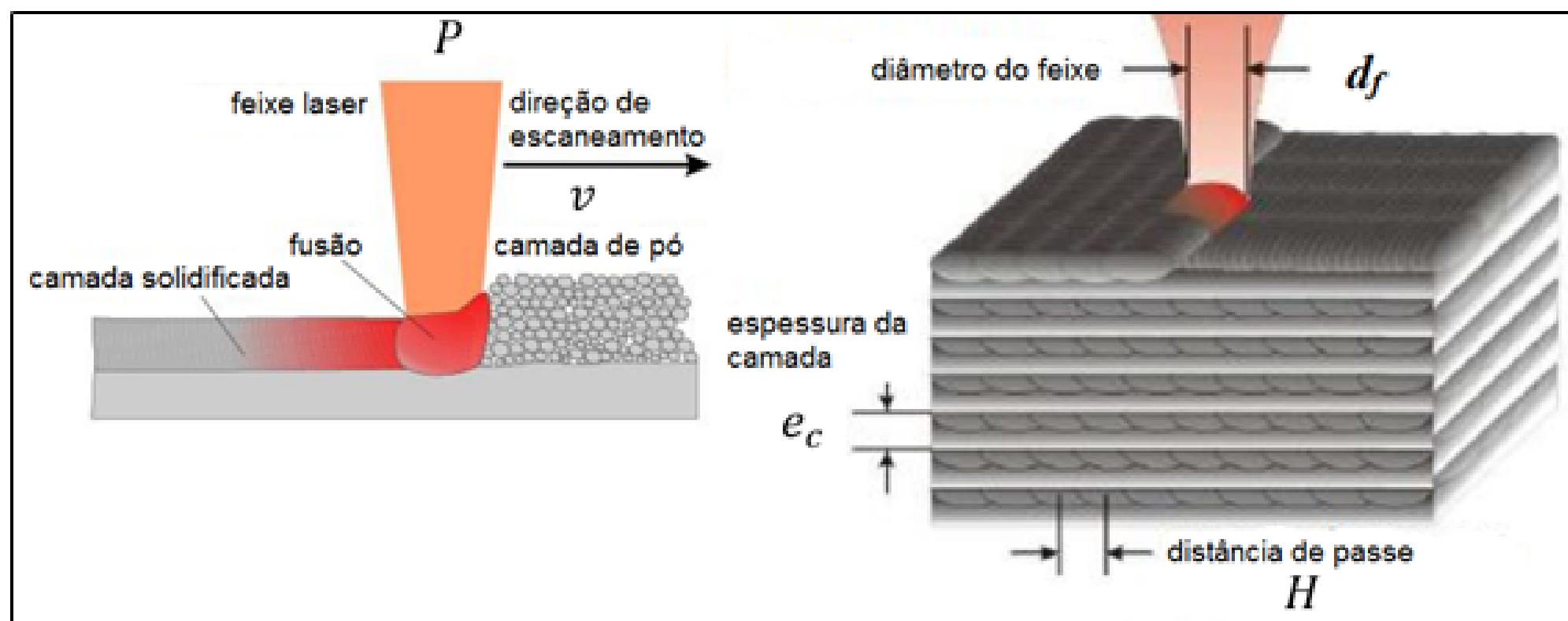
<sup>(4)</sup> Prof. Dr.; Universidade de São Paulo, [gfbatalh@usp.br](mailto:gfbatalh@usp.br)

<sup>(5)</sup> Pesquisador e professor de Soldagem, IPEN-CNEN/SP-USP [mdneves@ipen.br](mailto:mdneves@ipen.br)



## 1. INTRODUÇÃO

O processo de Fusão Seletiva a Laser (FSL) ou do inglês *Selective Laser Melting* (SLM) é um processo que consiste na fabricação de peças camada a camada, por meio da fusão de pós metálicos esféricos (Marques *et al.*, 2015). Essa fusão ocorre através de um feixe de laser, que é responsável por fornecer a energia térmica necessária para a consolidação do objeto de camada a camada, conforme a Figura 1. O processo é composto por diversos parâmetros, sendo os principais: potência e tipo do laser, comprimento de onda, velocidade de varredura, atmosfera protetora, temperatura ambiente, tipo e volume de gás e porcentagem de O<sub>2</sub> (Bremen *et al.*, 2012; Grzesiak and Krawczyk, 2015; Meier and Haberland, 2008; Gu *et al.*, 2012).



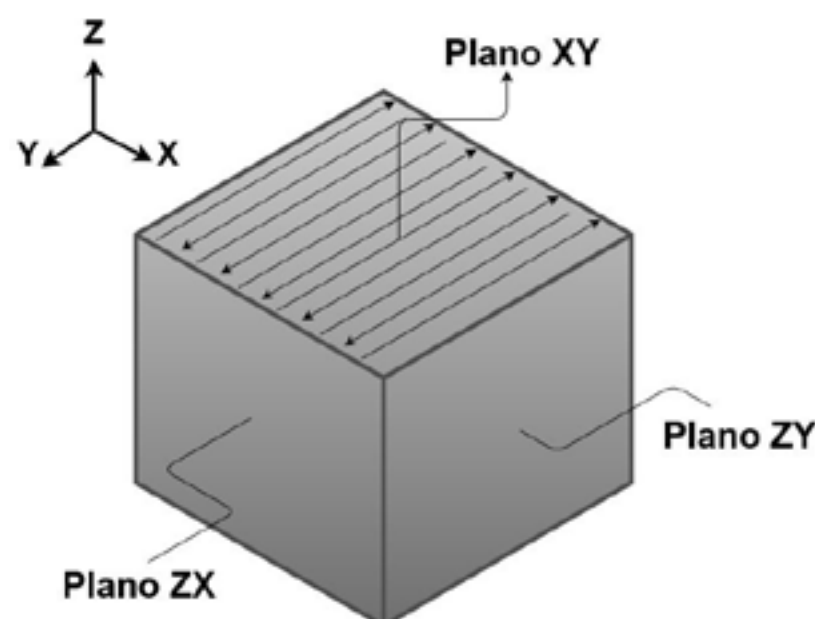
**Figure 1:** Esquema do processo de consolidação da técnica SLM, em a) representação da fusão do pó metálico pela ação do feixe laser e b) algumas variáveis de consolidação.

Fonte: Adaptado de Gu *et al* (2012).

Esse processo viabiliza a produção de peças de titânio, leves e com topologia otimizada, pois apresenta vantagens como o melhor aproveitamento de matéria-prima e a produção near net shape de componentes (Uhlmann *et al.*, 2015; Chen *et al.*, 2017). Porém, as peças provenientes desse processo possuem uma rugosidade cinemática mais elevada, baixa exatidão dimensional e elevadas tensões residuais trativas. Como consequência existe a necessidade de operações de pós-processo, principalmente quando se visa melhoria nas exatidões dimensionais e de forma, além de melhor acabamento. Essa integração de usinagem e FSL cria uma rota de fabricação híbrida que visa superar as limitações geradas no processo de impressão 3D.

As amostras provenientes do processo de impressão por FSL, como resultado do processo de fusão e solidificação rápida, gera uma anisotropia dependente das direções de construção das amostras. Onde a direção de impressão influencia diretamente em suas propriedades mecânicas, tensões residuais, rugosidade e microestrutura.

Portanto, este trabalho tem por objetivo analisar amostras fabricadas por FSL, que foram submetidas a ensaios de microfresamento. Foram realizadas análises de rugosidade, testes de tração, análises no microscópio óptico e ensaios de microfresamento a fim de verificar a influência da direção de impressão e das anisotropias das amostras nos resultados obtidos. Para isso, amostras foram impressas conforme ilustrado na Figura 2. A liga de titânio Ti6Al4V foi o material selecionado por ser muito utilizado para a fabricação de uma gama de componentes para as indústrias médica, aeroespacial e aeronáutica, devido a sua elevada resistência à corrosão, excelente resistência mecânica, baixa densidade e elevada biocompatibilidade (Baldo, 2013). As amostras foram submetidas a ensaios de microfresamento em duas direções distintas (planos ZX e ZY da Figura 2).



**Figure 2:** Direções do escaneamento do laser e divisão dos planos das amostras impressas por SLM. Adaptado de: Chen *et al.* (2017).

## 2. PROCESSO DE FUSÃO SELETIVA A LASER

Os corpos de prova foram fabricados utilizando um pó atomizado, de geometria esférica e com composição química conforme abordado na norma ASTM F3001-14 (Tabela 1).

**Tabela 1:** Composição química do material de partida (porcentagem máxima em peso) para liga de Ti6Al4V. Fonte: ASTM F3001-14.

Ti	Al	V	Fe	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	C	Y
Balanço	6,50	4,5	<0,25	<0,13	0,05	0,012	0,08	0,005

A distribuição granulométrica do pó para a fabricação dos corpos de prova, foi realizada por um equipamento de medida de tamanho de partícula CILAS. As medidas de escoabilidade, densidade aparente e densidade batida foram analisadas com base nos procedimentos descritos na norma de manufatura aditiva ASTM F3049-14. O formato e morfologia das partículas foram avaliados por microscopia eletrônica de varredura.

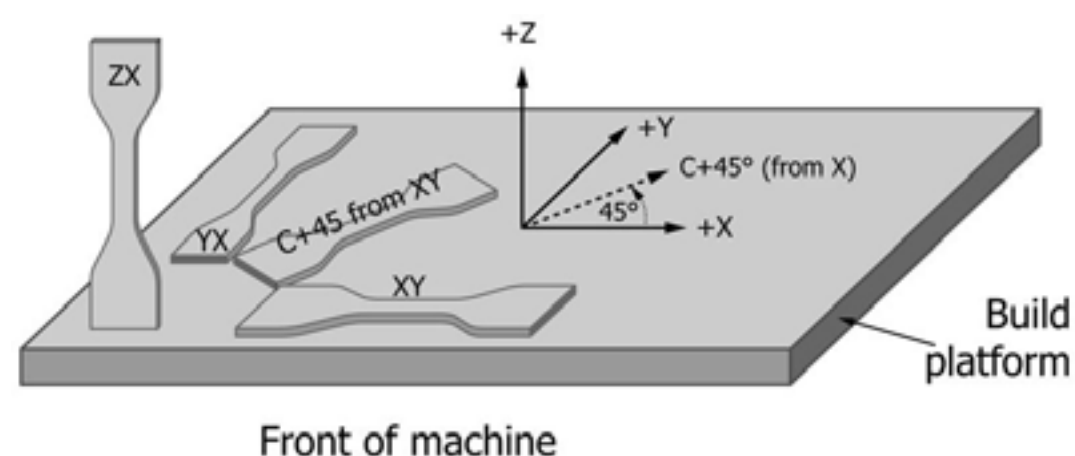
As amostras foram fabricadas utilizando uma impressora Laser Ominitek modelo OmniSint-160 (Figura 3).



**Figure 3:** Equipamento OminiSint-160 de fusão seletiva a laser da empresa Ominitek.

As amostras foram fabricadas em tamanhos padronizados e nas direções YX e XY, conforme esquema observado na Figura 4, para observar o efeito da anisotropia do processo SLM nos ensaios realizados.





**Figure 4:** Representação da orientação de fabricação das amostras via SLM. Fonte: ASTM F2971.

### 3. CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

Os resultados mínimos requeridos pelas normas vigentes de manufatura aditiva para a liga de Ti6Al4V, podem ser observados na Tabela 3 (ASTM F3302-18). As propriedades do material impresso foram comprovadas através de ensaios de tração realizados anteriormente, cumprindo com os valores requeridos na norma ASTM F3302-18.

**Tabela 3:** Propriedades mecânicas mínimas requeridas para a liga de Ti6Al4V manufaturada via fusão em leito de pó. Fonte: ASTM F3302-18.

Liga	Condição	Tensão máxima (MPa)	Tensão de escoamento a 0,2% offset (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
Ti6Al4V	AT	895	825	10	15
Ti6Al4V ELI	R HIP	860	795	10	25

Nota: AT – Alívio de Tensão, R – Recozimento, HIP – Pressão Isostática à Quente

Antes de realizar o microfresamento das amostras obtidas por *SLM*, os seus valores de dureza Vickers foram mensurados. Para isso, com auxílio de um durômetro, cada uma das três amostras foram submetidas a uma carga de 30kgf por quinze segundos. O procedimento foi repetido por três vezes em cada amostra e os valores médios obtidos para cada uma estão dispostos na Tabela 4.

**Tabela 4:** Resultados de dureza obtidos.

Amostra	Dureza média em HV30	Dureza média em HRC
1	370,1	37,7
2	367,5	37,4
3	364,4	37,1

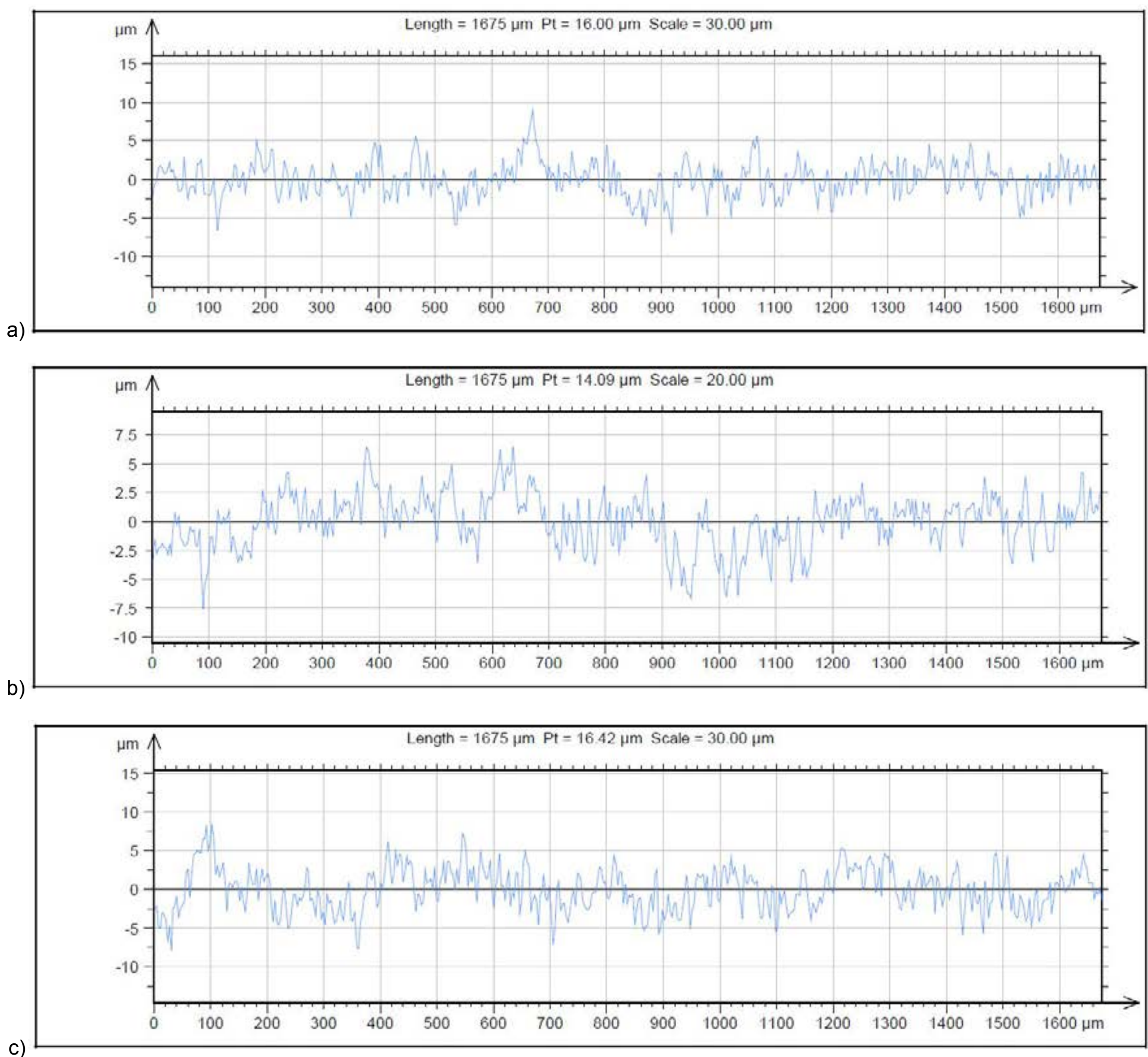
Os valores de dureza se encontram dentro da faixa encontrada na literatura para a liga Ti6Al4V, que varia de 30-41HRC (Jaffery *et al.*, 2015). Pode-se notar também uma pequena variação entre as médias dos valores de dureza de diferentes amostras, que pode ser atribuído aos erros de medições associados.

Similarmente, antes dos ensaios, os parâmetros de rugosidade em 2D e 3D das amostras foram mensurados por interferometria óptica, utilizando um perfilômetro 3D CCI da Taylor Hobson. Cada amostra teve os valores de rugosidade mensurados três vezes em pontos aleatórios. A média dos resultados dessas três medições podem ser vistos na Tabela 5, para os parâmetros 2D e na Tabela 6, para os parâmetros 3D, cujas medições foram realizadas numa área de varredura de

1,71x1,71 mm e por meio da análise de 512 perfis. Para um dos pontos das amostras 1, 2 e 3, os perfis em 2D e 3D podem ser visualizados nas Figuras 5 e 6, respectivamente.

**Tabela 5:** Parâmetros de rugosidade 2D obtidos para as três amostras.

Amostra	Parâmetros						
	Ra ( $\mu\text{m}$ )	Rq ( $\mu\text{m}$ )	Rp ( $\mu\text{m}$ )	Rv ( $\mu\text{m}$ )	Rz ( $\mu\text{m}$ )	Rsk	Rku
1	1,83	2,28	4,79	4,51	12,80	0,003	2,94
2	1,88	2,34	4,63	4,51	12,66	0,039	2,95
3	1,95	2,37	4,52	4,36	13,32	0,123	2,79

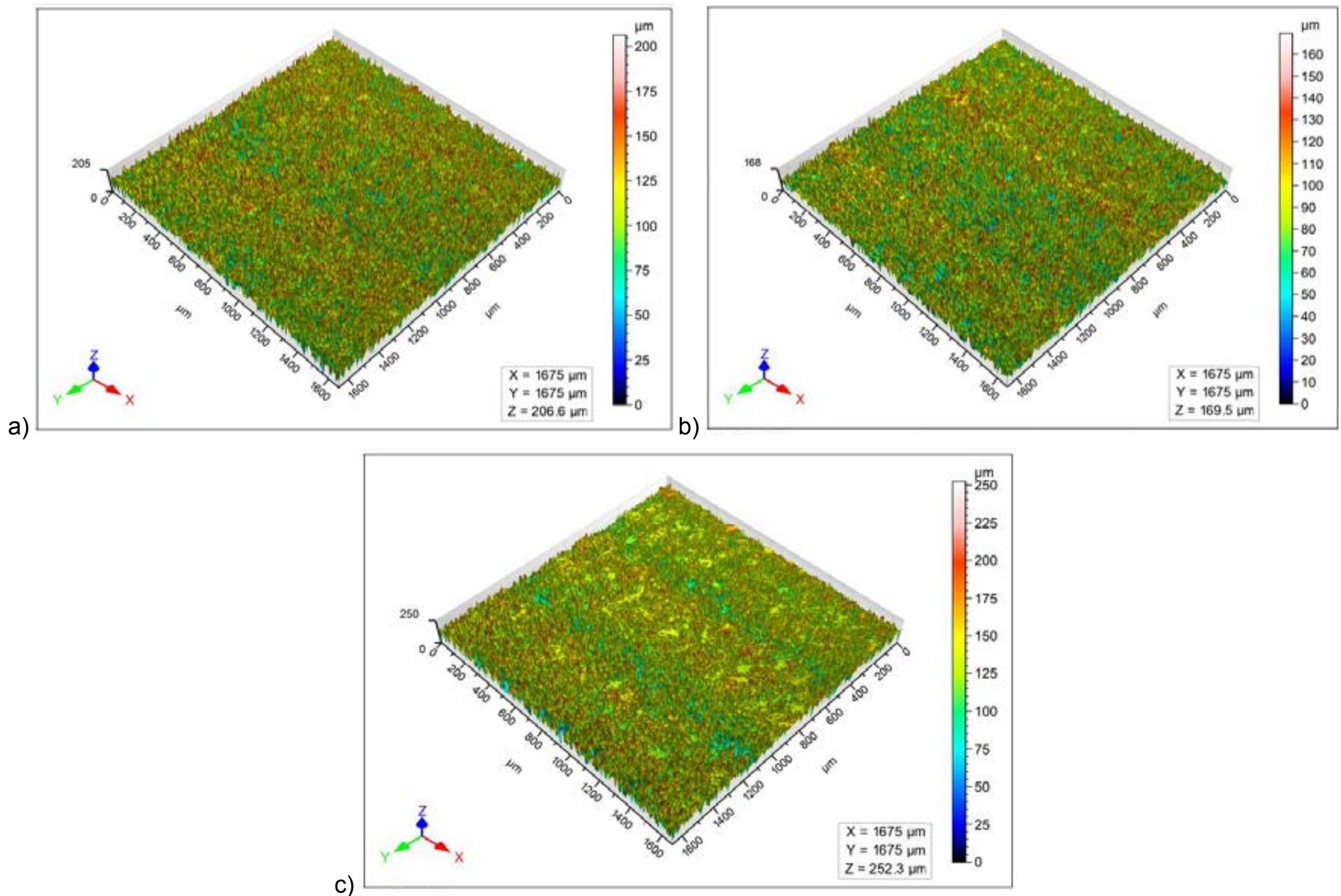


**Figure 5:** Perfil 2D de rugosidade para: a) Amostra 1, b) Amostra 2 e c) Amostra 3

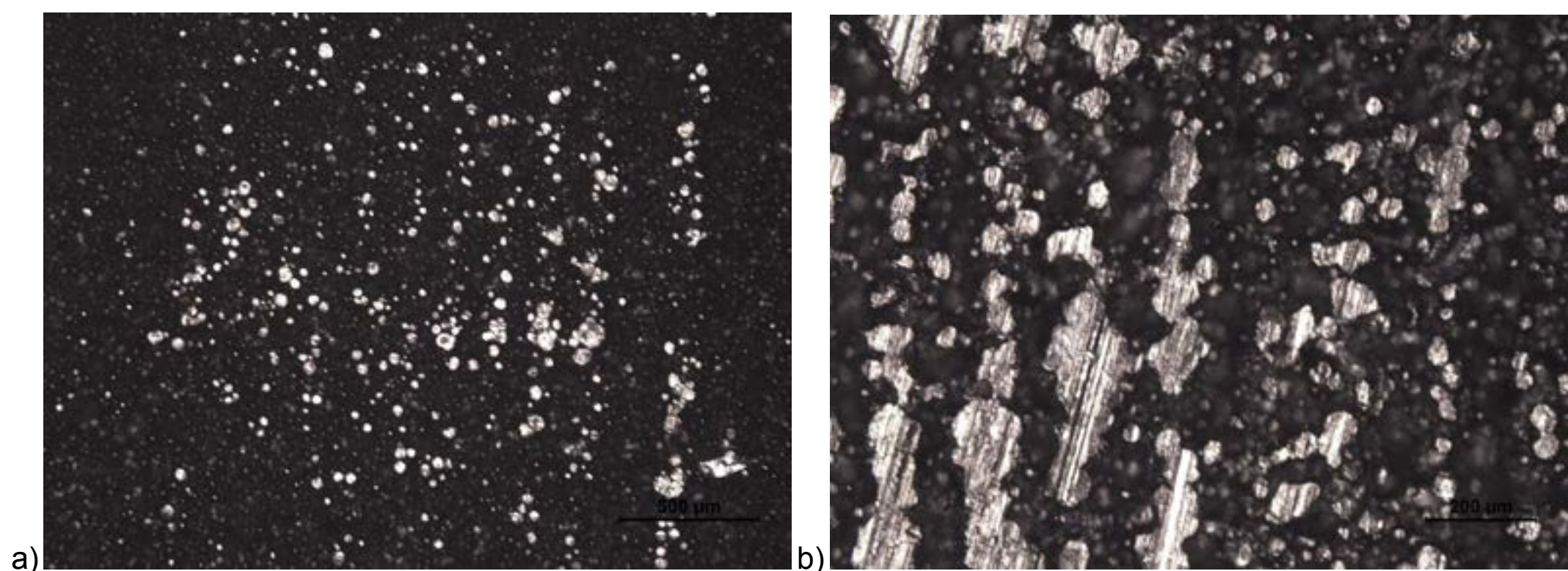


**Tabela 6:** Parâmetros de rugosidade 3D obtidos para as três amostras.

Amostra	Parâmetros						
	Sa ( $\mu\text{m}$ )	Sq ( $\mu\text{m}$ )	Sp ( $\mu\text{m}$ )	Sv ( $\mu\text{m}$ )	Sz ( $\mu\text{m}$ )	Ssk	Sku
1	22,42	28,02	98,77	99,65	198,43	0,067	2,76
2	20,72	25,97	96,25	92,14	188,40	0,075	2,82
3	22,93	29,65	115,33	114,3	229,6	-0,075	3,19

**Figure 6:** Perfil 3D de rugosidade para: a) Amostra 1, b) Amostra 2 e c) Amostra 3

Além disso, as amostras foram analisadas no microscópio óptico, conforme Figura 7.

**Figure 7:** Micrografia das amostras pelo microscópio óptico com aumento de a) 50x e b) 100x.



É possível notar a orientação de impressão da amostra pelo perfil 3D, pela micrografia das amostras e também a olho nu. Os valores de rugosidade também se diferem quando mensurados em direções diferentes, o que é justificado devido a anisotropia da amostra. Além disso, com os valores de Ra obtidos, a rugosidade das amostras se enquadram na classe de rugosidade N7, segundo a norma NBR 8404/84.

#### 4. MICROFRESAMENTO DE TITÂNIO

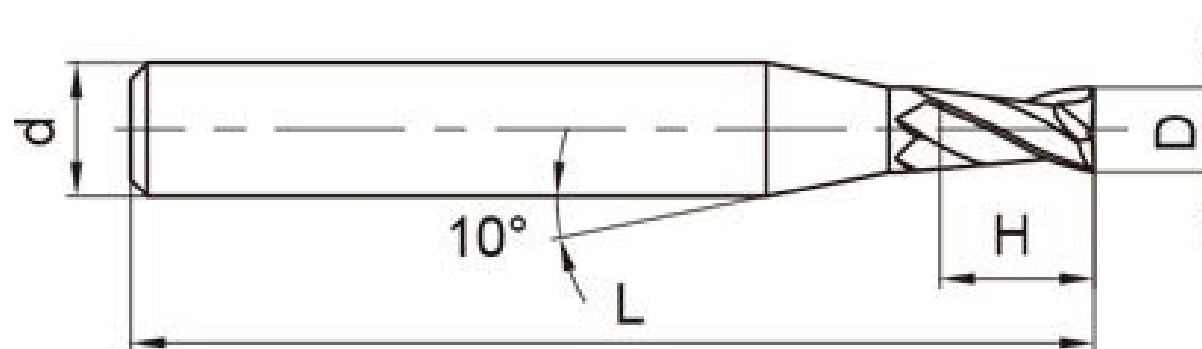
Nos ensaios de microfresamento, foram analisadas a influência da espessura da camada nas forças de corte, desgaste da ferramenta e rugosidade das amostras impressas por FSL. Para definição dos parâmetros do processo (avanço, velocidade e profundidade), trabalhos com ligas de Ti6Al4V provenientes de processos convencionais foram tomados como base. Aslantas *et al.* (2018) buscaram otimizar os parâmetros de corte no microfresamento da liga Ti6Al4V, focando na redução da rugosidade e formação de rebarbas. Segundo os autores, os melhores resultados foram obtidos com a velocidade de 20000RPM, avanço de 0,25 $\mu$ m/dente e profundidade de 0,05mm. Attanasio *et al.* (2013) analisaram o efeito da microestrutura da liga Ti6Al4V no seu microfresamento. Para isso, eles utilizaram uma velocidade de 25000RPM e profundidade de corte de 0,05mm para fresar um canal de 12mm. O diâmetro da microfresa utilizada foi de 200 $\mu$ m e os avanços foram de 0,5 e 1,5 $\mu$ m/dente. Por outro lado, Liang *et al.* (2018) estudaram a influência de diferentes revestimentos das fresas na usinagem da liga Ti6Al4V. Para a usinagem a seco, eles utilizaram um avanço de 2 $\mu$ m/dente, profundidade de 0,05mm e velocidade de 20m/min.

Visto isso, para os ensaios de microfresamento das amostras impressas por SLM, foram adotados os valores de 5000 e 7500 RPM, que está dentro da capacidade da CNC utilizada, um avanço de 1,5 $\mu$ m/dente e profundidade de 0,05mm, ambos mantidos constantes. Logo, os ensaios foram organizados seguindo o planejamento fatorial apresentado na Tabela 7, onde o diâmetro das microfresas utilizadas, a velocidade e a direção de impressão da amostra foram variados em dois níveis.

**Tabela 7:** Parâmetros dos ensaios de microfresamento

Profundidade = 0.05mm		Avanço = 1.5 $\mu$ m/dente	
Ensaio	Velocidade (rpm)	Direção (°)	Diâmetro (mm)
1	5000	0	0.5
2			0.8
3		90	0.5
4			0.8
5	7500	0	0.5
6			0.8
7		90	0.5
8			0.8

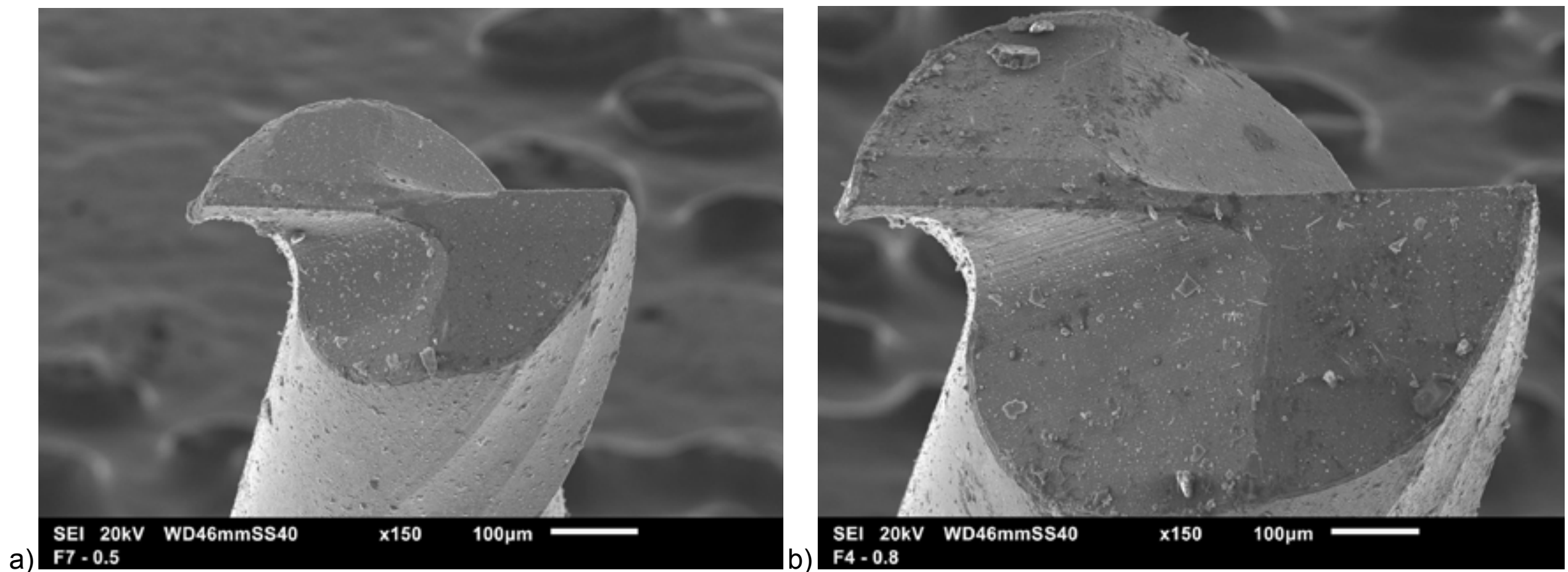
As microfresas utilizadas são de topo reto, com diâmetros de 0,5 e 0,8mm e feitas de carboneto de tungstênio, com revestimento de TiAlN e ângulo de saída de 35°.



**Figure 8:** Geometria das fresas utilizadas, onde  $L=50$ mm;  $d=4$ mm;  $D_1=0,5$ mm,  $D_2=0,8$ mm e  $H=2D$ .  
Fonte: Catálogo Rewiid (2019).

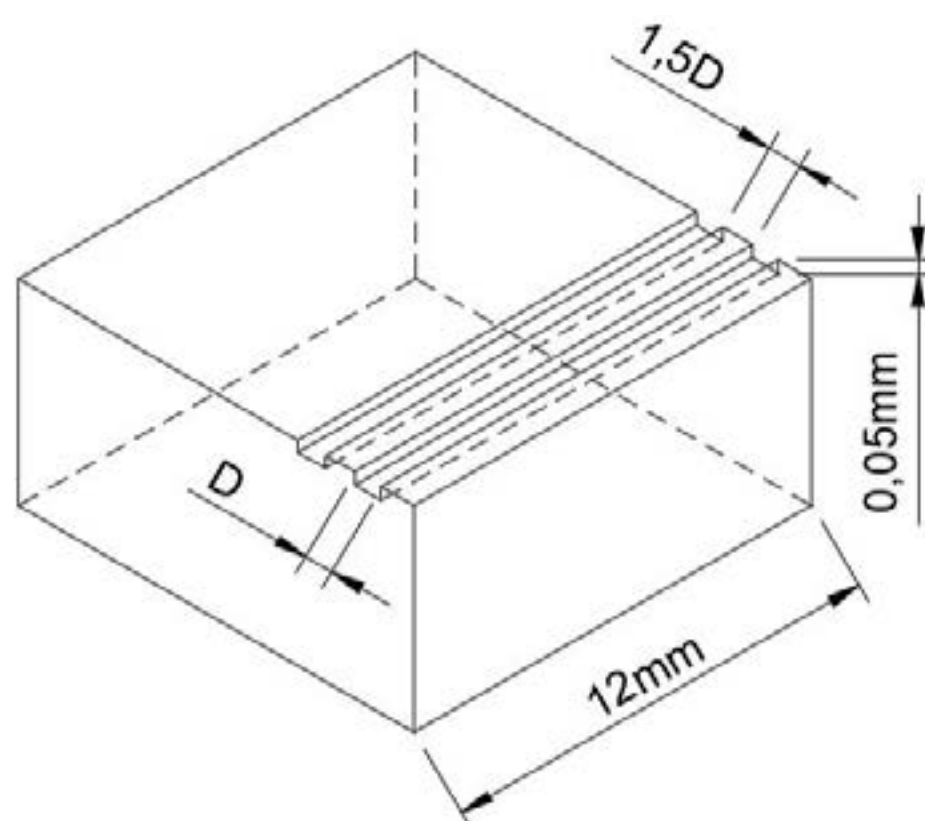


A fim de checar a integridade superficial das microfresas antes dos ensaios, foram feitas análises no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). A composição das ferramentas foi confirmada por Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS) (Figura 8), as e suas dimensões integridade e dimensões foram analisados através de imagens de elétrons secundários. Na Figura 9 pode-se visualizar as imagens obtidas para uma fresa de cada diâmetro utilizado.



**Figure 8:** a) Imagem por elétrons secundários das fresas de a) 0,5mm e b) 0,8mm (aumento de 150x)

Os ensaios foram realizados através do fresamento frontal de um rasgo de 12mm. As dimensões dos canais podem ser vistas na Figura 9 e cada ensaio da Tabela 7 será repetido duas vezes. O avanço utilizado foi de 0,25µm/dente.



**Figure 9:** Ilustração da disposição dos canais na peça.

## 5. CONCLUSÕES

Com as análise das amostras pode-se concluir que os valores de dureza e rugosidade das amostras estão dentro da faixa esperada. Para os ensaios de tração, as propriedades mecânicas de tensão máxima e de escoamento das amostras cumprem com os valores requeridos na norma ASTM F3302-18 .

Em relação aos ensaios de microfresamento, espera-se que seja possível analisar a influência da anisotropia do material impresso por FSL e quais são os fatores mais influentes nos resultados obtidos. Para isso, serão mensuradas as forças de corte, desgaste da ferramenta e rugosidade das amostras após o microfresamento. A porosidade e microestrutura das amostras serão analisadas após os ensaios, visto que esses processos requerem ataque e polimento das amostras. Também

pretende-se fazer uma análise da qualidade dos canais, formação de rebarbas e cavacos. O objetivo final é confirmar se rota híbrida de usinagem por microfresamento após SLM é um processo viável e que gera melhorias consideráveis na qualidade do produto final.

Futuramente, será realizada uma análise completa dos resultados das micrografias, rugosidade, desgaste das ferramentas, rebarbas e dureza obtidos após o processo de fresamento.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o suporte financeiro fornecido pelo CNPq, a FAPESP e a Omnitek.

## REFERÊNCIAS

- [1] MARQUES, S; SOUZA, A.F; SANTOS, E.C. Fusão seletiva a laser para fabricação de peças metálicas com geometrias complexas. SETIS- III Seminário de Tecnologia Inovação e Sustentabilidade, 2014.
- [2] BREMEN, S. et al. Selective Laser Melting. *Laser Tech J.* 9 (2), 33–38, 2012.
- [3] GRZESIAK, D; KRAWCZYK M. Effects of the Selective Laser Melting Process Parameters on the Functional Properties of the Co-Cr Alloy. *Int J Recent Contrib from Eng Sci IT* 3 (1), 39–42, 2015.
- [4] MEIER, H; HABERLAND, C. Experimental studies on selective laser melting of metallic parts. *Materwiss Werksttech* 39 (9), 665–670, 2008
- [5] GU D.D; et al. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *Int Mater Rev* 57(3), 133–164, 2012.
- [6] UHLMANN, E; et al. Additive manufacturing of titanium alloy for aircraft components. 15th Machining Innovations Conference for Aerospace Industry, 2015.
- [7] CHEN, L.Y; et al. Anisotropic response of Ti-6Al-4V alloy fabricated by 3D printing selective laser melting. *Materials Science and Engineering*, 2017, 389-395.
- [8] BALDO, D. Estudo do microfresamento da liga de titânio Ti-6Al-4V utilizando análise de sinais de força e emissão acústica. Dissertação, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de São João Del-Rei, 2013.
- [9] ASTM F3001-14, Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium ELI (Extra Low Interstitial) with Powder Bed Fusion, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014, [www.astm.org](http://www.astm.org).
- [10] ASTM F3049-14, Standard Guide for Characterizing Properties of Metal Powders Used for Additive Manufacturing Processes, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014, [www.astm.org](http://www.astm.org).
- [11] ASTM F2971-13, Standard Practice for Reporting Data for Test Specimens Prepared by Additive Manufacturing, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013, [www.astm.org](http://www.astm.org).
- [12] ISO 25178-2:2012: Geometric Product Specification (GPS). Surface Texture: Areal. Part 2: Terms, Definitions and Surface Texture Parameters, Geneva: Int. Org. Stand., 2012.
- [13] ISO 4287:1997: Geometric Product Specification (GPS). Surface Texture Profile Method: Terms, Definition and Surface Texture Parameters, Geneva: Int. Org. Stand., 1997.
- [14] SEIKA, A.G; KOWALSKI, G. Influência da rugosidade sobre a adesão do revestimento em aços rápidos M2 com tratamento duplex. Curso de Engenharia Mecânica, UTFPR, 2014.
- [15] ASLANTAS, K; EKICI, E; ÇIÇEK, A. Optimization of process parameters for micro milling of Ti-6Al-4V alloy using Taguchi-based gray relational analysis. *Measurement*, 2018.
- [16] ATTANASIO, A. et al. Influence of Material Microstructures in Micromilling of Ti6Al4V Alloy. *Materials*, 2013, 6, 4268-4283.
- [17] LIANG, Z; et al. Cutting Performance of Different Coated Micro End Mills in Machining of Ti-6Al-4V. *Micromachines*, 2018, 9, 568.
- [18] ASTM F3302-18, Standard for Additive Manufacturing – Finished Part Properties – Standard Specification for Titanium Alloys via Powder Bed Fusion, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018, [www.astm.org](http://www.astm.org).
- [19] JAFFERY S; et al. Statistical analysis of process parameters in micromachining of Ti-6Al-4V alloy. *Journal of Engineering Manufacture*, 2015, p. 118.
- [20] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 8404/84: Indicação do estado de superfícies em desenhos técnicos - Procedimento. 1984.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Mecanismos de Endurecimento em Ligas Al-Mg-Si Submetidas a Deformação Plástica Severa

Laércio Rosignoli Guzela <sup>(1)</sup>

Lucas V. V. Labandeira <sup>(2)</sup>

Juan Garcia de Blas <sup>(3)</sup>

### RESUMO

A deformação plástica severa, DPS, vem sendo utilizada com objetivo de melhorar as propriedades mecânicas dos materiais proporcionando ganho de resistência sem perda de tenacidade através do refino expressivo do tamanho de grão, mesmo à temperatura ambiente. Nas ligas de alumínio envelhecíveis, como é o caso das ligas Al-Mg-Si, um endurecimento suplementar pode ser obtido por meio da precipitação dinâmica, isto é, a precipitação que ocorre durante a deformação. Este procedimento apresenta-se vantajoso, em termos de propriedades e duração, em relação ao processamento convencional, o qual inclui um longo tratamento de envelhecimento. Neste trabalho são apresentados os resultados dos ensaios para o estudo da precipitação dinâmica em duas ligas de alumínio da série 6000 quando submetidas à DPS por Extrusão Angular em Canal - EAC. Os materiais processados foram caracterizados por dureza Vickers e por calorimetria diferencial de varredura - DSC. Após solubilizados e submetidos a DPS à temperatura ambiente os materiais apresentaram valores de dureza superiores àqueles obtidos em tratamento de envelhecimento convencional T6.

**Key words — Deformação Plástica Severa, Extrusão Angular em Canal, Ligas Al-Mg-Si.**

### 1. INTRODUÇÃO

As ligas Al-Mg-Si são de grande interesse comercial devido às suas características: boa resistência à corrosão, boa soldabilidade, resistência mecânica moderadamente alta e baixo custo relativo [1]. Sua resistência mecânica é baseada no endurecimento por precipitação que pode ser obtido por tratamentos térmicos constituídos por solubilização e envelhecimento. O fenômeno de precipitação responsável pelo endurecimento nestas ligas caracteriza-se por ocorrer através de uma sequência de transformações onde a formação do precipitado de equilíbrio, Mg<sub>2</sub>Si, é precedida por uma série de transformações. Inicialmente formam-se agrupamentos de soluto e, em seguida,

<sup>(1)</sup> Matemático, M.Sc, Tecnólogo, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>(2)</sup> Engenheiro Metalúrgico, Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>(3)</sup> Engenheiro Metalúrgico, Dr. Ing., Professor Associado, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

precipitados metaestáveis em uma sequência reportada por EDWARDS et al [2].

Está bem consolidado na literatura o fato de que a cinética de precipitação é influenciada por uma deformação prévia [3] [4] [5]. Do ponto de vista prático, uma vantagem é a redução da duração do tratamento de envelhecimento.

Com o advento dos métodos de Deformação Plástica Severa (DPS), em especial a Extrusão Angular em Canal (EAC), que impõe altas quantidades de deformação sem alteração significativa da seção do material, novos aspectos microestruturais começaram a ser pesquisados, como o refinamento de grão a níveis submicrométricos e a precipitação dinâmica [6] [7] [8] [9]. Surge então a possibilidade de combinar dois mecanismos de endurecimento: o refino de grão e a precipitação, sendo que o primeiro poderá mitigar os efeitos fragilizantes do segundo.

Neste trabalho são apresentados resultados obtidos em dois estudos [10] [11] sobre a influência do processamento por EAC sobre a cinética de precipitação e endurecimento de ligas Al-Mg-Si. Foram estudadas duas ligas, 6061 e 6063, preparadas de modo a fornecer três condições prévias: solubilizada, envelhecida naturalmente e em equilíbrio (sem potencial para precipitação). As técnicas de caracterização utilizadas foram a dureza e a Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC).

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Materiais

Foram utilizadas 2 ligas de Al-Mg-Si de origem comercial, nas especificações 6061 e 6063, na forma de barras extrudadas quadradas com aresta de 12,7 mm, cuja composição é dada pela Tabela 1, onde também são apresentados os valores da porcentagem em peso máxima precipitável da fase  $Mg_2Si$ .

**Tabela 1:** Composição química das ligas 6061 e 6063 (% peso).

Liga	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Mn	$Mg_2Si$
6061	0,90	0,72	0,27	0,22	0,07	0,03	1,42
6063	0,54	0,50	0,20	0,02	0,00	0,04	0,85

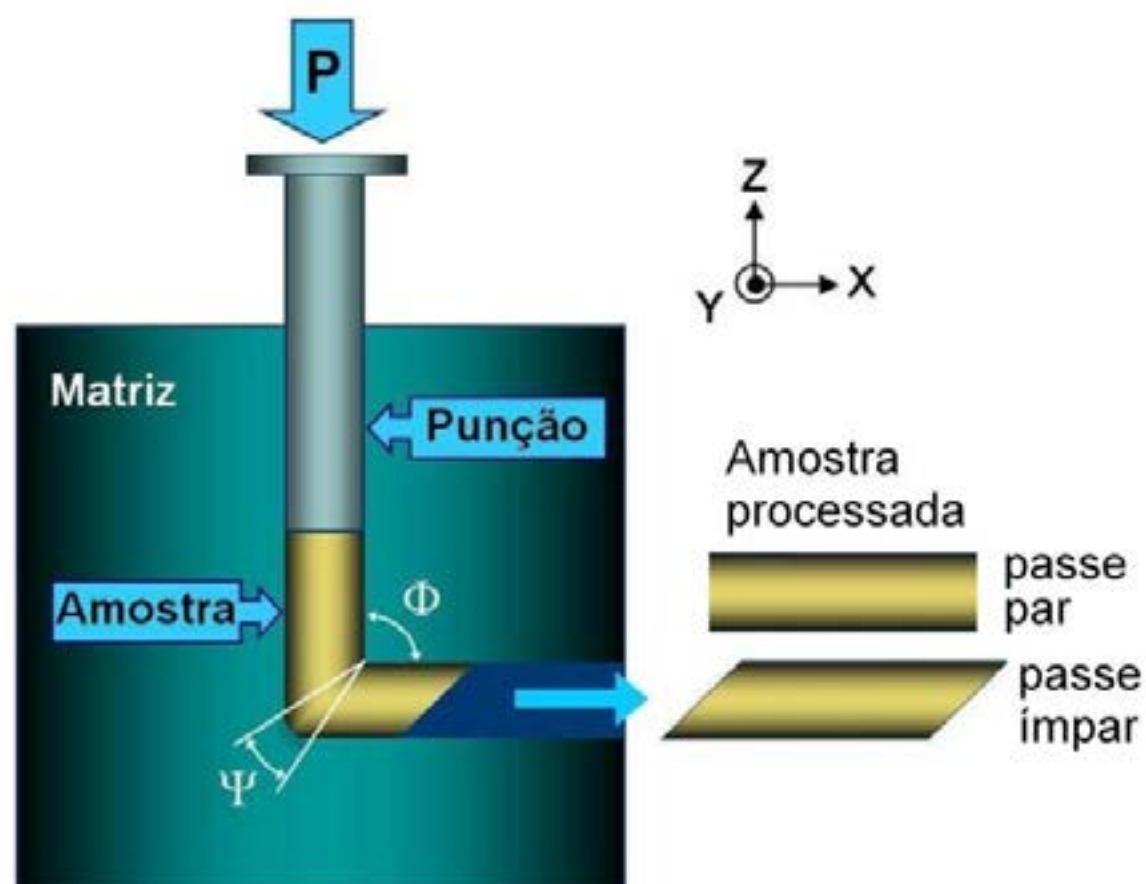
Três condições prévias de processamento foram empregadas: solubilizada, envelhecida naturalmente e estabilizada, as quais serão referidas abreviadamente como S, N e E, respectivamente. Nas condições S e N, o tratamento de solubilização foi realizado a 540°C com duração de 2h, seguido de resfriamento em água. O processamento mecânico das amostras na condição S foi realizado o mais rapidamente possível após o resfriamento. As amostras destinadas à condição N foram mantidas à temperatura ambiente durante 15 dias, pelo menos, antes da deformação. A condição estabilizada visa a obtenção de um material com precipitados da fase estável com a granulação mais grosseira possível em equilíbrio com uma matriz sem super-saturação. Com este objetivo, as amostras foram submetidas ao seguinte tratamento: permanência a 540°C por 2h, resfriamento em forno até 300°C, permanência de 2h nesta temperatura e resfriamento em forno até a temperatura ambiente.

### 2.2 Deformação por Extrusão Angular em Canal (EAC)

Para a aplicação da EAC às amostras nas três condições prévias foi utilizada uma matriz com canais com seção quadrada de 13,1 x 13,1 mm interceptando-se num ângulo  $\Phi$  de 90° e com transição na aresta externa compreendida num ângulo  $\Psi$  de 20°. A Figura 1 mostra esquematicamente a matriz utilizada e a convenção de eixos da amostra processada. Nestas condições, a deformação verdadeira por passe é de 1,05 [12]. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente em prensa hidráulica com velocidade do punção de 0,5 mm/s, o que resulta numa taxa de deformação de aproximadamente 0,6 s<sup>-1</sup> [13] sendo obtidas amostras com 1 até 4 passes. As sequências de passes foram conduzidas segundo a rota C [14], na qual é aplicada uma rotação de 180° ao corpo de prova entre os passes, o que provoca a inversão do sentido da deformação. Nos processamentos com mais de um passe, o tempo máximo entre os passes foi de 20



min.



**Figura 1:** Representação esquemática da matriz e dos eixos da amostra.

### 2.3 Caracterização

#### *Dureza após EAC*

Para avaliar o efeito da deformação imposta pela EAC na resistência mecânica da amostra, testes de dureza foram realizados logo após os passes. Os ensaios de dureza Vickers foram realizados segundo a norma ASTM E384-11 [15], com uma carga de 10 kg em um durômetro marca ZWICK/ROELL modelo 8187.5. O valor de medida de dureza Vickers foi determinado pela média aritmética dos valores de 5 medidas. As amostras para o ensaio de dureza foram cortadas perpendicularmente à direção X com uma espessura de 10 mm, sendo o plano X utilizado para as medidas. O corte foi executado do mesmo modo descrito para as amostras analisadas por DSC.

#### *Calorimetria Diferencial por Varredura (DSC)*

O estado de precipitação das amostras, antes e após a deformação, foi avaliado por calorimetria diferencial por varredura. As análises foram feitas em aparelho da marca NETZSCH DSC 204F1 Phoenix, usando uma taxa de aquecimento de 10°C/min. Foram realizadas análises em todas as amostras processadas por EAC, em uma faixa de temperatura entre a ambiente e 350°C. Adicionalmente, foram analisadas amostras sem deformação das 3 condições estudadas.

As amostras para DSC foram retiradas da seção perpendicular ao eixo X com uma espessura de aproximadamente 9 mm, sendo depois cortadas amostras quadradas com aproximadamente 3 mm de lado e 1 mm de espessura. O corte destas amostras foi feito em equipamento marca BUEHLER modelo ISOMETTM, de forma lenta e bem refrigerada, para evitar a ocorrência de encruamento e/ou aquecimento. No caso das amostras solubilizadas e sem deformação, estas foram solubilizadas, cortadas e analisadas imediatamente após o corte para prevenir qualquer envelhecimento natural.

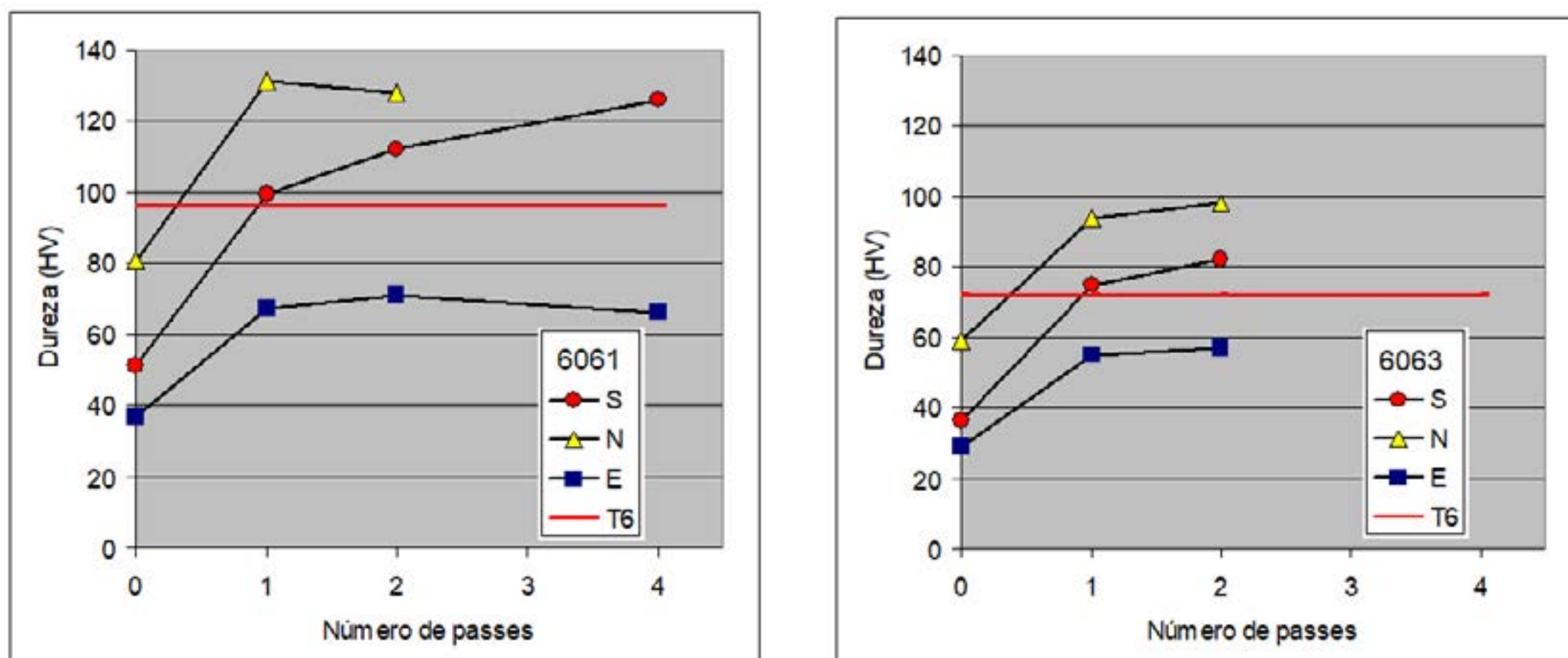
## 3. RESULTADOS

### 3.1 Ensaio de Extrusão Angular em Canal

A Figura 2 apresenta os valores de dureza Vickers em função do número de passes de EAC para as duas ligas estudadas. Note-se que, devido à geometria da matriz, o número de passes corresponde aproximadamente ao valor da deformação verdadeira. Para referência, são indicados os valores de dureza obtidos no tratamento de envelhecimento convencional T6.

Os menores valores de dureza são apresentados pelas amostras processadas a partir da condição E, como esperado. Em todos os casos pode-se verificar que o maior acréscimo de dureza é obtido no primeiro passe e que os passes seguintes têm efeitos reduzidos, indicando a ocorrência de um mecanismo de restauração simultâneo à deformação. Cabe notar que após o primeiro passe, nas condições S e N, é obtido um valor de dureza superior àquele que seria resultante de um tratamento

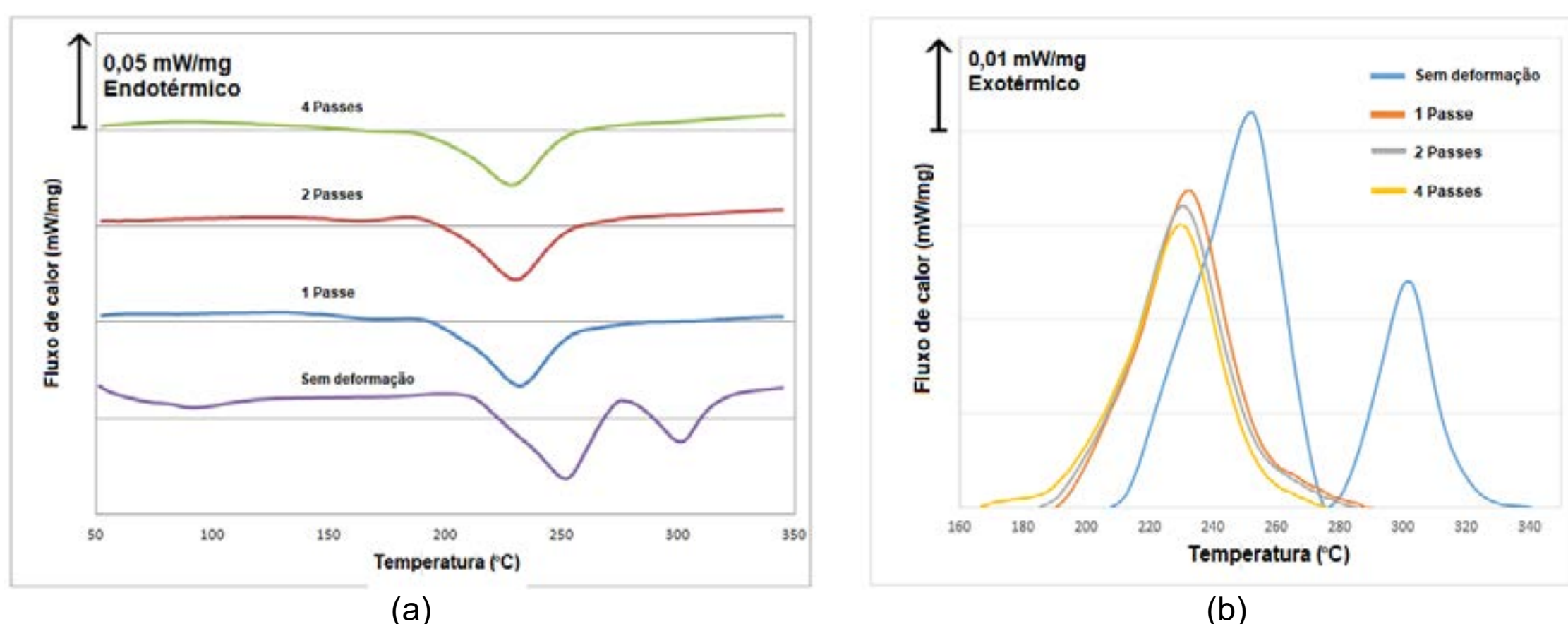
T6.



**Figura 2:** Evolução da dureza das amostras das ligas 6061 e 6063 para as 3 condições prévias, em função do número de passes. Como referência, é apresentado o valor de dureza resultante de um tratamento térmico convencional T6.

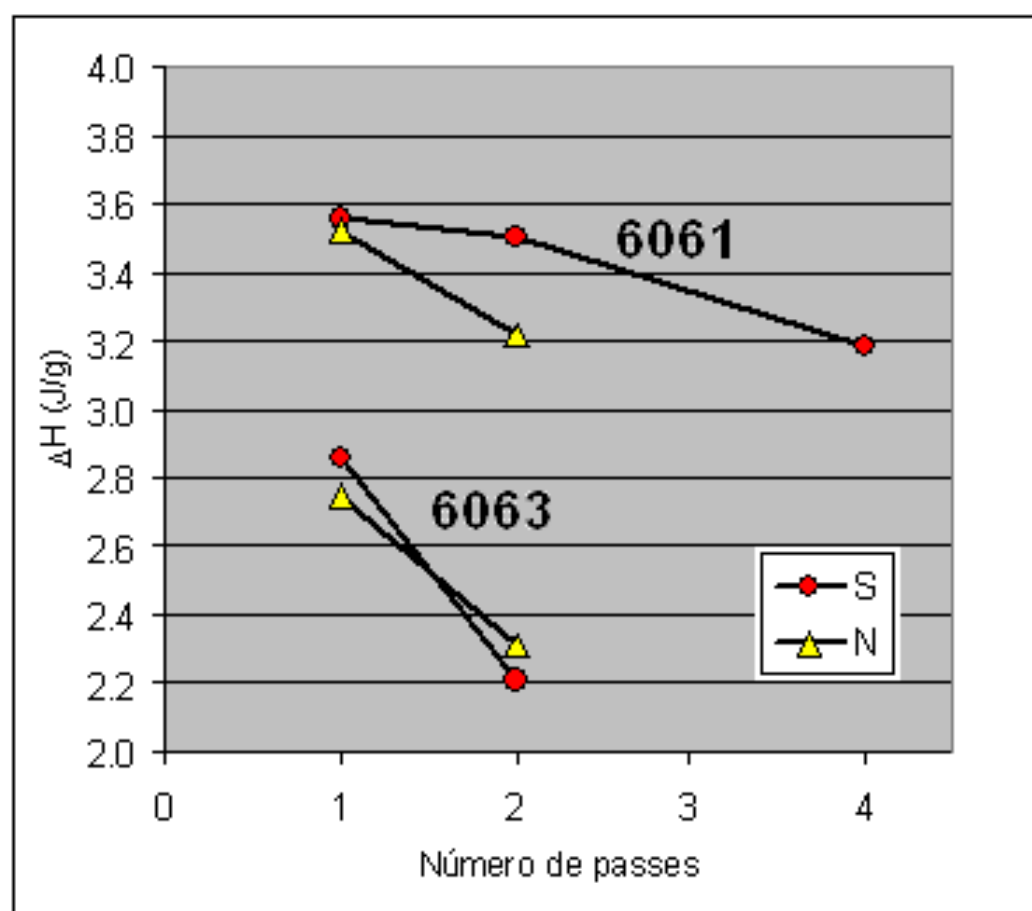
### 3.2 Calorimetria Diferencial por Varredura

Os resultados das análises de DSC para a liga 6061 na condição S são apresentados na Figura 3. As curvas de fluxo de calor em função da temperatura na faixa de 50°C a 350°C fornecidas pelo equipamento para as amostras processadas por EAC mostram como as transformações são influenciadas pela deformação (v. Fig. 3a). Estes resultados foram também apresentados qualitativamente pelas amostras de ambas as ligas na condição N. Quanto às amostras na condição E, nenhuma transformação foi observada e seus resultados não serão apresentados. Na Figura 3b o fluxo de calor associado às transformações de precipitação é representado em detalhe por picos exotérmicos. A amostra que não foi deformada apresenta picos de transformação exotérmica nas temperaturas em torno de 250°C e 295°C. Para as amostras processadas por EAC, ambas as ligas e condições S e N, observa-se apenas um pico de transformação em temperaturas mais baixas, próximas a 230°C. Um aspecto relevante é que, quanto maior a quantidade de deformação, mais baixa é a temperatura na qual o pico de precipitação ocorre e menor é a sua área, a qual corresponde ao calor liberado pela transformação em J/g. Os valores desta energia obtidos pela integração dos picos são mostrados na Figura 4, em função do número de passes para ambas as ligas.



**Figura 3:** Curvas de DSC, condição S. (a) como obtidas nos ensaios, (b) na faixa de temperaturas de ocorrência das transformações.





**Figura 4:** Calor liberado pela transformação observada em torno de 230°C nas ligas 6061 e 6063 para as condições prévias S e N, em função do número de passes.

#### 4. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A influência da composição química das ligas pode ser percebida claramente quando se comparam os valores de dureza apresentados na Figura 2 para as mesmas condições prévias e número de passes. Os menores valores de dureza são apresentados pelas amostras processadas a partir da condição E, como esperado. Nestas amostras, o ganho de dureza conferido pelo primeiro passe de EAC deve-se principalmente ao endurecimento por encruamento. A partir do segundo passe o ganho de dureza não é significativo, indicando a ocorrência de uma recuperação dinâmica [16]. Nas amostras solubilizadas –ambas ligas, condição S– observa-se que a solução sólida supersaturada apresenta um endurecimento significativo após a deformação do primeiro passe; seu valor de dureza é próximo ao obtido no tratamento de envelhecimento convencional T6 da liga. Diferentemente das amostras estabilizadas, o ganho de dureza se mantém nos passes seguintes, como consequência da redução da taxa de recuperação dinâmica pela solução sólida [17]. As amostras da condição N partem de um valor de dureza aumentado pelo envelhecimento natural e apresentam ganho de endurecimento após o primeiro passe comparável com aquele apresentado pela condição S.

O fato de que as amostras estabilizadas não apresentaram quaisquer picos de precipitação era esperado devido à microestrutura constituída de precipitados grosseiros da fase estável  $\beta$  em equilíbrio com a matriz produzida pelo tratamento descrito em 2.2. Para a condição solubilizada sem deformação (Fig. 3a) são observados dois picos de transformação exotérmica nas temperaturas em torno de 250°C e 295°C. Dutta e Allen [18], analisando uma liga 6061 na condição solubilizada e sob a mesma taxa de aquecimento deste trabalho identificaram os picos que se apresentaram nestas mesmas temperaturas como sendo correspondentes à precipitação das fases metaestáveis  $\beta''$  e  $\beta'$ , respectivamente. Este resultado foi confirmado por Birol [3]. Um fato importante que se observa em todas as amostras das condições S que foram deformadas é a ocorrência de apenas um pico de precipitação, o qual ocorre em temperaturas mais baixas do que a do pico da fase  $\beta''$ . Esta modificação da sequência de precipitação pela deformação foi observada por Lee et al. [19], que identificaram a transformação como sendo a precipitação da fase  $\beta'$ . Pode-se atribuir esta formação antecipada da fase  $\beta'$  à redução da barreira de ativação decorrente da nucleação heterogênea nas imperfeições geradas pela deformação plástica [20].

Nos resultados referentes às amostras deformadas pode-se observar (Fig. 3b) que quanto maior é a quantidade de deformação, mais baixa é a temperatura na qual o pico de precipitação da fase  $\beta'$  ocorre. Esta aceleração da cinética, que pode ser atribuída à maior quantidade de sítios para nucleação heterogênea produzidos pela deformação, foi também observada por Lee et al. [19]. A figura 4, mostra que o calor liberado pela precipitação da fase  $\beta'$  diminui com o aumento da deformação. Como este calor está diretamente relacionado com a quantidade de fase formada, pode-se concluir que nas amostras deformadas, quando submetidas ao DSC, uma parte da solução sólida

já havia sido consumida. Este fato, associado ao endurecimento observado nas amostras submetidas à EAC é uma evidência da ocorrência de precipitação dinâmica, ou seja, precipitação simultânea à deformação.

Uma vez confirmada a ocorrência da precipitação dinâmica, é possível estimar a participação dos mecanismos de endurecimento envolvidos, a saber: o refino microestrutural conferido pela DPS e o endurecimento por precipitação. Partimos da hipótese de que suas contribuições para o aumento de dureza são aditivas. Ou seja

$$\Delta Hv_{total} = \Delta Hv_{DPS} + \Delta Hv_{PPT} \quad (1)$$

A análise que se segue considera os acréscimos de dureza obtidos após o 1º passe e seus resultados são apresentados na Tabela 2. Os valores de  $\Delta Hv_{total}$  são obtidos pela diferença entre a dureza após o 1º passe e a dureza inicial. No caso da amostra com tratamento T6, este valor é a diferença entre a dureza após tratamento e a dureza inicial da condição S. Os valores do incremento de dureza devido à DPS para as condições S e E são estimados pelo valor apresentado pela condição E.

Pode-se observar pela Tabela 2 que os acréscimos totais de dureza apresentados pelas condições S e N são comparáveis aos apresentados pelo endurecimento por precipitação do tratamento T6. No entanto, nas condições S e N a participação deste mecanismo de endurecimento é minoritária. Portanto, pode-se prever que, para um mesmo valor de dureza, materiais processados por DPS apresentarão melhor tenacidade.

**Tabela 2:** Análise dos acréscimos de dureza observados após o 1º passe de EAC.

Liga	6061				6063			
	E	S	N	T6	E	S	N	T6
$\Delta Hv_{total} = Hv(1) - Hv(0)$	31	48	51	45	26	39	35	36
$\Delta Hv_{DPS} = \Delta Hv_{DPS}(E)$	31	31	31	0	26	26	26	0
$\Delta Hv_{PPT} = \Delta Hv_{total} - \Delta Hv_{DPS}$	0	18	20	45	0	13	9	36

## 5. CONCLUSÕES

A aplicação de análises por Calorimetria Diferencial de Varredura mostrou a ocorrência de precipitação dinâmica em ligas de Al-Mg-Si processadas por Extrusão Angular em Canal à temperatura ambiente.

Ligas de Al-Mg-Si processadas por Extrusão Angular em Canal à temperatura ambiente podem apresentar valores de dureza superiores aos obtidos pelo tratamento térmico convencional T6.

Pode-se prever que, para um mesmo valor de dureza, materiais processados por Extrusão Angular em Canal apresentarão melhor tenacidade do que materiais submetidos a tratamento térmico convencional para dureza máxima.

## AGRADECIMENTO

Os autores agradecem à CAPES pelo apoio institucional, ao Laboratório de Processamento e Caracterização de Materiais da COPPE-UFRJ pelas análises de DSC e ao técnico João Carlos Veiga da Silva pelo apoio na preparação de amostras e nas atividades de extrusão angular em canal.



## REFERENCIAS

- [1] HATCH, J.E., Aluminum Properties and Physical Metallurgy, American Society For Metals, 1a edição, 1984
- [2] EDWARDS G.A , STILLER K, DUNLOP G.L., COUPER M.J. The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. Acta Materialia. 1998; 46:3893-3904.
- [3] BIROL Y. "Pre-straining to improve the bake hardening response of a twin-roll cast Al-Mg-Si alloy", Scripta Materialia, 2005, 52, pp. 169-173.
- [4] SHEN, C. H., OU, B. L., "Effect of Prestraining on the natural ageing and artificial ageing of an Al-Mg-Si alloy AA6022", Canadian Metallurgical Quarterly, 2007, 46 No 1, pp. 65-74
- [5] YASSAR R.S., FIELD D.P., WEILAND H. The effect of cold deformation on the kinetics of the  $\beta$ " precipitates in an Al-Mg-Si alloy. Metallurgical and Materials Transactions. 2005; 36(A):2059-2065.
- [6] HOCKAUF M, MEYER L.W., ZILLMANN B, HIETSCHOLD M, SCHULZE S, KRÜGER L. Simultaneous improvement of strength and ductility of Al-Mg-Si alloys by combining equal-channel angular extrusion with subsequent high-temperature short-time aging. Materials Science and Engineering. 2009; 503(A):167-171.
- [7] CAI, M., FIELD, D.P., LORIMER, G.W., "A systematic comparison of static and dynamic ageing of two Al-Mg-Si alloys", Materials Science and Engineering: A, 2004, pp. 65-71.
- [8] VASEGHI, M., TAHERI, A. K., HONG, S.I., HYOUNG, S. K., "Dynamic ageing and the mechanical response of Al-Mg-Si alloy through equal channel angular pressing", Materials and Design, 2010, 31, pp.4076-4082.
- [9] ROVEN, H. J., LIU, M., WERENSKIOLD, J. C., "Dynamic precipitation during severe plastic deformation of an Al-Mg-Si aluminium alloy", Materials Science and Engineering: A, 2008, pp. 54-58.
- [10] GUZELA, L. R. Influência da deformação plástica severa no endurecimento de ligas Al-Mg-Si. Diss. Mestrado, COPPE, UFRJ, 2014.
- [11] LABANDEIRA, L. V. V. Estudo da precipitação em liga AA6061 submetida à deformação plástica severa. Trab. Conc. Curso, Escola Politécnica, UFRJ, 2018.
- [12] IWAHASHI Y, HORITA Z, NEMOTO M, LANGDON T. Factors influencing the equilibrium grain size in equal-channel angular pressing: Role of Mg additions to aluminum. Metallurgical and Materials Transactions A. 1998; 29:2503-2510.
- [13] SEGAL V. ASM Handbook-Metalworking: Bulk Forming. ASM International; 2005.
- [14] Furukawa, M. et al. The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing. Materials Science and Engineering A. 1998; 257: 328-332.
- [15] ASTM. Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials, ASTM International; 2011.
- [16] XU C., HORITA Z., LANGDON T.G. The evolution of homogeneity in an aluminum alloy processed using high-pressure torsion. Acta Materialia. 2008; 56:5168-5176.
- [17] IWAHASHI Y., HORITA Z., NEMOTO M., LANGDON T. Factors influencing the equilibrium grain size in equal-channel angular pressing: Role of Mg additions to aluminum. Metallurgical and Materials Transactions A. 1998; 29:2503-2510.
- [18] DUTTA I., ALLEN S.M. A Calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy 6061. Journal of Materials Science Letters. 1991; 10:323-326.
- [19] LEE H.L., LU W.H., CHAN S.L.I. Effect of Cold Rolling on the Aging Kinetics of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/6061 Al Composite by Differential Scanning Calorimetric Technique. Scripta Metallurgica et Materialia. 1991; 25:2165-2170.
- [20] PORTER D.A., EASTERLING K.E., SHERIF M.Y. Phase Transformations in Metals and Alloys. 3a edição. CRC Press; 2008.

# **Determinação da Temperatura de não Recristalização ( $T_{nr}$ ) durante a Laminação de Tiras a Quente (LTQ) de um aço Microligado ao Nióbio por Simulação Computacional**

Antonio Lourenço Batista de Souza; Oscar Balancin

*Rodovia Washington Luiz, Km 235, São Carlos-SP, CEP: 13565-905 - balancin@power.ufscar.br  
Departamento de Engenharia de Materiais – Universidade Federal de São Carlos*

O objetivo deste trabalho consistiu no desenvolvimento de um modelo computacional capaz de prever o início da precipitação induzida por deformação durante o processamento termomecânico controlado de aços microligados ao nióbio. Este procedimento envolve modelos matemáticos que descrevem e refazem digitalmente o processamento industrial. A modelagem desenvolvida representa a interação entre objetos, a evolução térmica, o comportamento plástico e a evolução microestrutural do aço durante o processo de laminação de tiras a quente. A equação de Avrami foi usada para descrever a evolução microestrutural durante a sequência de passes. O início da precipitação foi modelado usando a equação de Dutta e Sellars para a precipitação de carbonitretos de nióbio. Para validar a modelagem matemática utilizada, simulações do processamento de chapas grossas com ensaios de torção foram comparadas com ensaios físicos realizados em laboratório. Neste trabalho, foi simulada uma mesma sequência de deformações com sete passes alterando a temperatura de entrada no laminador de tiras a quente: 1200°C, 1100°C e 1000°C. Discute-se a interação precipitação-recristalização avaliando a deformação remanescente no material durante o processamento.

## **Introdução**

Esforços significativos têm sido realizados para controlar a evolução microestrutural dos materiais metálicos durante o processamento metalúrgico a quente, e assim, gerar produtos com alta resistência mecânica, boa tenacidade e conformabilidade. Uma maneira econômica de se obter a combinação de resistência e ductilidade em aços baixa liga é por meio do refinamento de grão; especial atenção tem sido dada ao refinamento de grão em aços microligados ao nióbio. Nestes aços, a precipitação de carbonitretos de nióbio durante o processamento a quente inibe a recristalização da austenita, gerando um acúmulo de deformação na transformação



austenita/ferrita. Uma rota adequada para o refinamento de grãos na prática industrial é o processamento termomecânico controlado, caracterizado por grandes deformações em sequência de passes em temperaturas menores que as de início da precipitação induzida por deformação,  $T_{nr}$  (Figura 1).

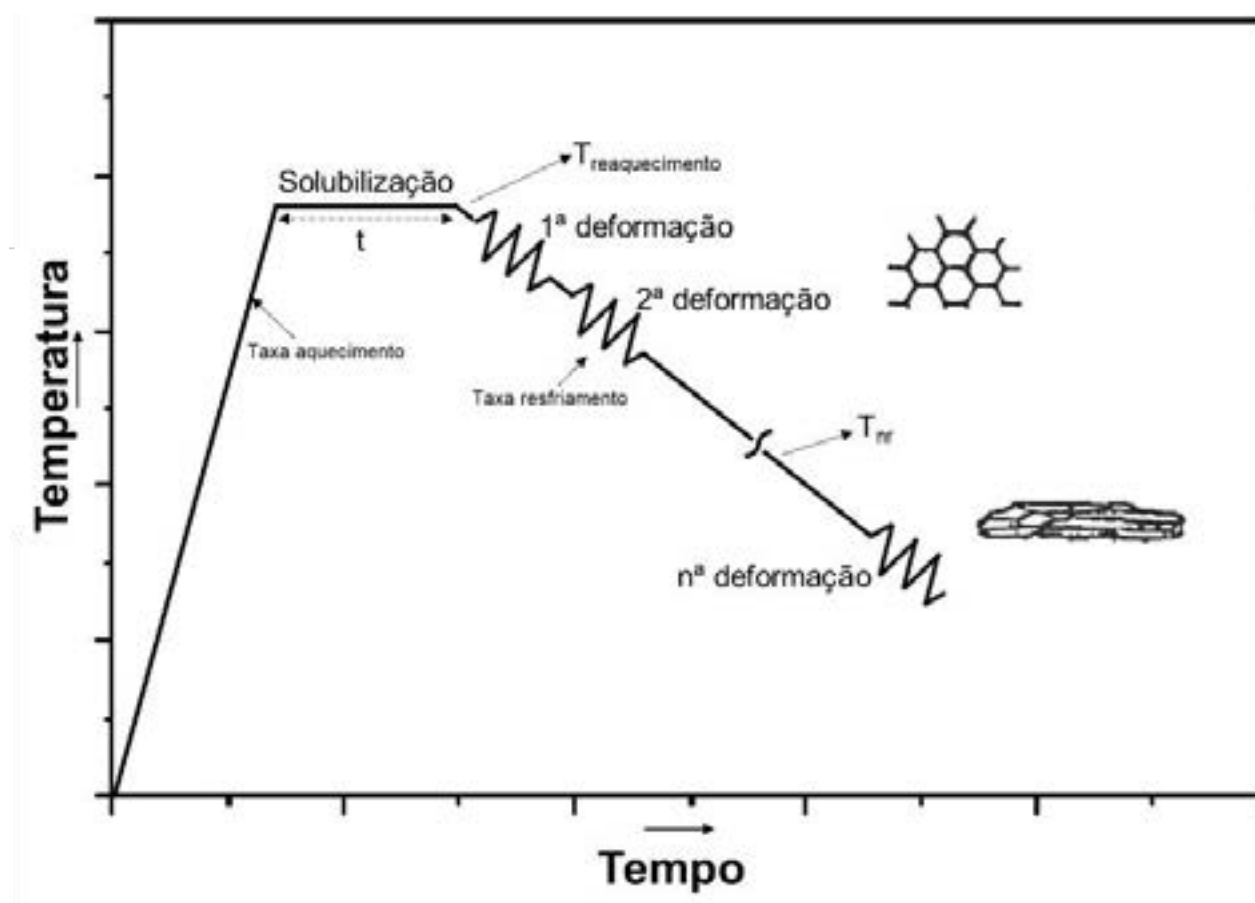


Figura 1 – Representação esquemática do processamento termomecânico indicando a temperatura de não recristalização,  $T_{nr}$ .

A observação e acompanhamento da precipitação induzida por deformação no processamento industrial é bastante difícil devido às altas temperaturas envolvidas, à complexidade das geometrias, às altas taxas de deformação impostas e a instabilidade da microestrutura presente. Todavia, conhecendo-se a temperatura de início de precipitação é possível controlar a evolução microestrutural e obter produtos semi-acabados com granulações finas. Assim, este parâmetro pode ser muito útil na produção de laminados a quente bem como na produção de forjados a quente, ou em qualquer outro processo de conformação a quente.

A determinação da temperatura de início de precipitação tem sido conduzida com experimentos realizados em escala de laboratório, simulando o processo de laminação industrial de chapas grossas. Nestes experimentos são impostas sequências de passes em resfriamento contínuo, com deformações e taxas de deformações iguais em cada passe e tempos de espera entre passes relativamente longos. Todavia, em escala industrial os parâmetros de processamento podem ser bastante diferentes dos utilizados nos ensaios de laboratório. Por exemplo, os tempos de espera entre passes na laminação de tiras a quente são muito menores que os praticados no processo de laminação de chapas

grossas. Poder-se-ia considerar a realização de ensaios em escala de laboratório simulando a laminação de tiras a quente. No entanto, os valores das taxas de deformação praticadas neste processo são proibitivos em escala de laboratório. Neste caso, uma alternativa pode ser a simulação numérica, uma vez que estes experimentos virtuais podem ser conduzidos com parâmetros similares aos praticados industrialmente, como curtos tempos de espera entre passes e altas taxas de deformação.

O objetivo deste trabalho consistiu no desenvolvimento de um modelo computacional capaz de prever o início da precipitação induzida por deformação durante o processamento a quente de aços microligados ao nióbio, baseado em equações apresentadas na literatura e constantes calculadas experimentalmente. Com este modelo pode-se prever aspectos tridimensionais da evolução microestrutural com o uso do método dos elementos finitos (MEF). Abordando uma estratégia computacional, pode-se determinar os gradientes típicos da deformação plástica a quente, os gradientes microestruturais resultantes do processamento para diferentes geometrias de produtos e ter uma descrição global do processamento.

### **Interação entre precipitação e recristalização**

Numerosos estudos têm sido conduzidos para determinar a interação entre a precipitação e a recristalização,  $T_{nr}$ , em aços microligados ao nióbio. O modelo mais utilizado para prever a nucleação de precipitados induzida por deformação em função das variáveis do processamento a quente é a expressão obtida por Dutta e Sellars [1] para um tempo correspondendo a 5% do volume precipitado ( $t_{p0,05}$ ). Este modelo leva em consideração o teor de nióbio (Nb), a deformação ( $\epsilon$ ), a taxa de deformação ( $\dot{\epsilon}$ ) e a temperatura (T), e a expressão é a seguinte:

$$t_{p0,05} = A[Nb]^{-1} \epsilon^{-1} Z^{-0,5} \exp\left(\frac{270000}{RT}\right) \exp\left[\frac{B}{T^3 (\ln K_s)^2}\right] \quad (1)$$

sendo  $Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)$ ,  $K_s$  a razão de supersaturação e A e B constantes ( $A= 3 \cdot 10^{-6}$  e  $B= 2,5 \cdot 10^{10} [K^3]$ ).

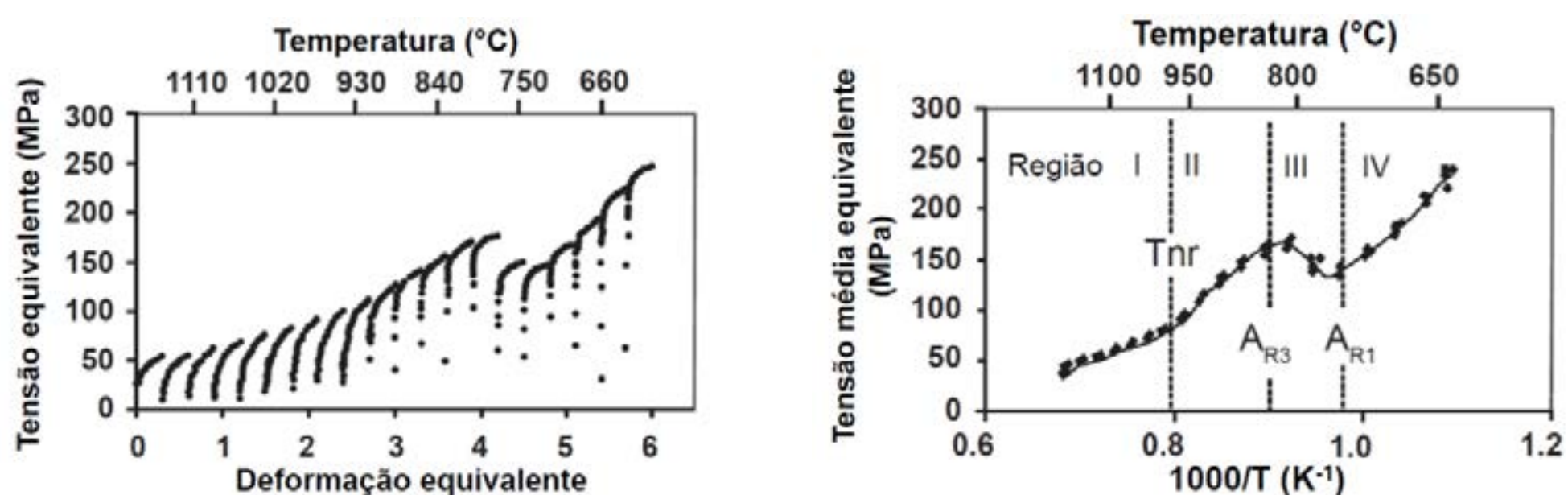
A aplicação de um modelo de precipitação isotérmica em uma sequência de passes em resfriamento contínuo não é imediata. Uma alternativa é a aplicação de alguma regra que adiciona a contribuição de cada passe de deformação no tempo de início de precipitação. A aplicação da regra de aditividade proposta por Scheil [2]



consiste em dividir a curva contínua de resfriamento em uma série de passes isotérmicos e calcular o tempo de início de precipitação para cada passe. A contribuição de cada passe consiste em tomar o tempo entre passes após o passe  $i$  ( $t_i^{ip}$ ), considerando isotérmico, e dividi-lo pelo tempo necessário para iniciar a precipitação ( $t_i^{ps}$ ) para as condições do passe  $i$ . A precipitação irá ocorrer quando:

$$\sum_{i=1}^n \frac{t_i^{ip}}{t_i^{ps}} = 1 \quad (2)$$

A metodologia utilizada atualmente para se estudar a interação entre a precipitação e a recristalização em aços microligados é a simulação física, em escala de laboratório, de uma sequência de passes do processo de laminação a quente de chapas grossas [3]. Neste tipo de experimento, amostras são submetidas a deformações consecutivas enquanto são resfriadas continuamente. Na Figura 2a são mostradas curvas de escoamento plástico típicas do aço microligado ao nióbio utilizado neste trabalho. Tais curvas foram obtidas em trabalhos anteriores [4], no qual o material foi submetido a uma sequência de passes de torção, sendo o corpo de prova aquecido até 1200°C a uma taxa de 1,7°C.s<sup>-1</sup>, mantido nesta temperatura por 600s para homogeneização, e em seguida resfriado continuamente com uma taxa de resfriamento de 1°C.s<sup>-1</sup> e deformado com intervalos entre passes de 30s, resultando em 20 passes de deformação, com a quantidade de deformação aplicada em cada passe igual a 0,3 e a taxa de deformação aplicada em cada passe igual a 1s<sup>-1</sup>. A tensão média equivalente, correspondente de cada passe, pode ser calculada por meio da integração numérica das curvas tensão-deformação representadas na Figura 2a e, em seguida, plotada em função do inverso da temperatura absoluta (Figura 2b).

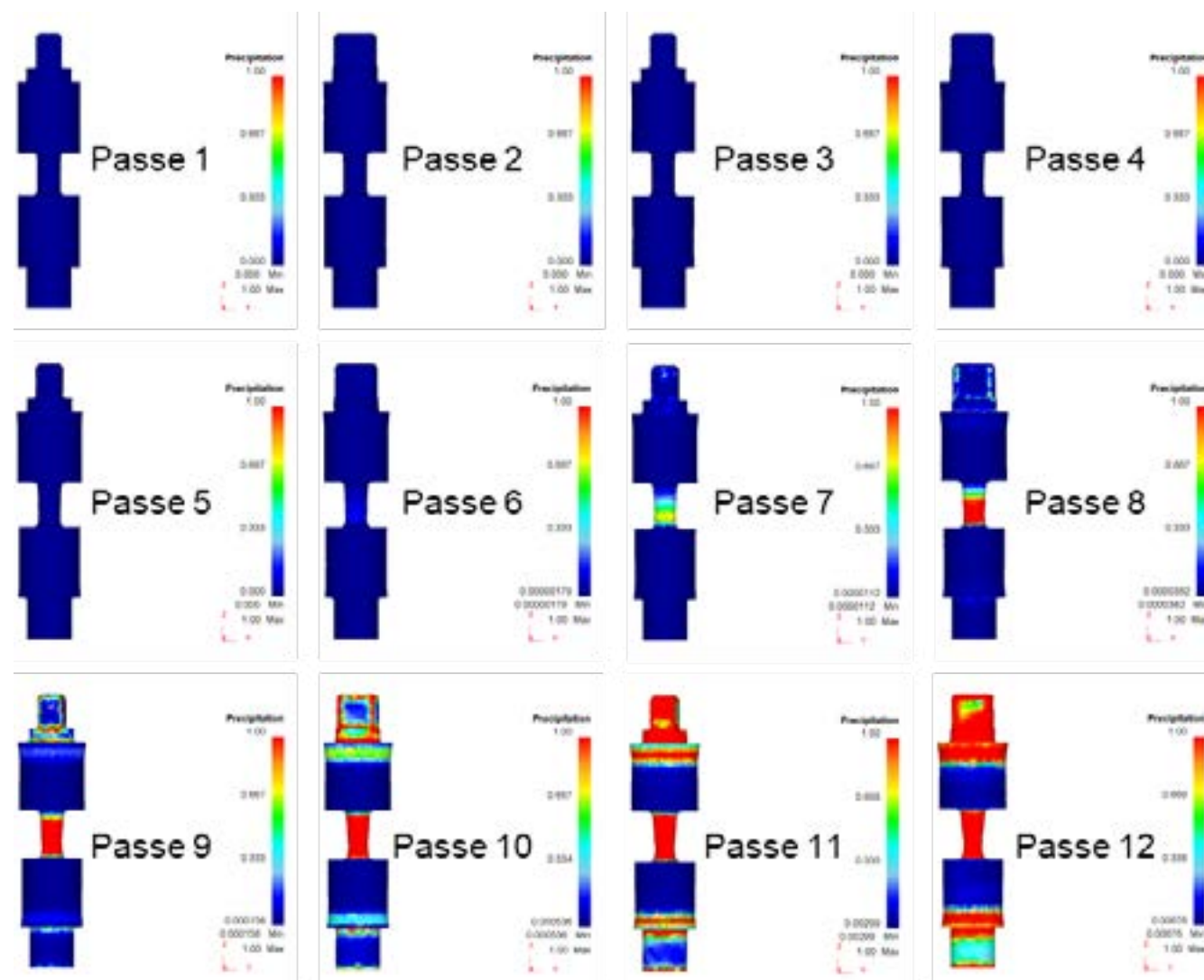


**Figura 2** Curva típica do ensaio de torção para obtenção das temperaturas críticas de processamento termomecânico do aço microligado ao nióbio estudado. (a) Curvas de escoamento plástico para uma sequência de 20 passes de deformação. (b) Gráfico da

tensão média equivalente em função do inverso da temperatura absoluta para o aço microligado ao nióbio estudado [4].

Baseado na mudança da inclinação, pode-se dividir a curva tensão média equivalente em função do inverso da temperatura em quatro regiões. De acordo com Boratto et al. [3], a temperatura que corresponde ao ponto de intersecção entre as regiões I e II é definida como a temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ). De acordo com Jorge Junior et al. [4], em seu trabalho foi obtida uma  $T_{nr}$  igual a 989°C para o aço microligado ao nióbio em estudo.

Na Figura 3 é apresentado o perfil da precipitação induzida por deformação para a simulação numérica do ensaio de torção em resfriamento contínuo, nas condições apresentadas no trabalho de Jorge Junior et al. [4]. Esta simulação foi feita aplicando uma modelagem similar à utilizada neste trabalho, que está descrita no próximo item. Os valores calculados na simulação e os descritos na literatura são próximos. Como pode ser observado na Figura 3, os efeitos da precipitação induzida por deformação têm início no oitavo passe do ensaio de torção a quente simulado, que corresponde a temperatura igual a 890°C.



**Figura 3** Perfil da precipitação induzida por deformação em cada passe do ensaio de torção simulado.

Comparando os resultados obtidos, pode-se esperar que a modelagem representa bem o processo de precipitação.



## Materiais e métodos

O processamento termomecânico controlado consiste, inicialmente, em reaquecer o material até a temperatura de encharque para a austenitização. Em seguida, aplicar as deformações nas etapas de desbaste e de acabamento e, por fim, promover o resfriamento controlado do material. Durante o reaquecimento e encharque tem-se a dissolução dos precipitados e o crescimento de grãos, fazendo com que a laminação inicie em uma estrutura totalmente austenítica com granulação grosseira. O processo de laminação de tiras a quente (LTQ) é a etapa de acabamento da laminação de chapas finas. Nesta operação, o material é submetido a sequências de deformação constituídas de cinco a sete passes, com as gaiolas de laminação ordenadas umas em frente às outras, realizando uma operação contínua. É nesta etapa que ocorre a precipitação induzida por deformação no processamento termomecânico controlado de aços microligados ao nióbio.

A simulação numérica envolve a caracterização do processo industrial a ser analisado. Nesta apresentação são utilizados dados industriais de um laminador com sete gaiolas. Chapas laminadas a quente são transferidas para o laminador de tiras a quente, onde são deformadas em uma sequência de passes  $F_1$  a  $F_7$ . Esta sequência de deformações é realizada em resfriamento contínuo. A espessura das tiras é reduzida, aumentando o seu comprimento e conseqüentemente a velocidade dos cilindros é aumentada e o tempo entre deformações é reduzido. Esses dados foram obtidos da literatura [5] e estão descritos na Tabela 1.

Tabela 1: Dados do processamento industrial obtidos na literatura [5]

<b>Passe</b>	<b>Diâmetro dos cilindros (mm)</b>	<b>Velocidade dos cilindros (rpm)</b>	<b>Largura da tira (mm)</b>	<b>Espessura da tira (mm)</b>	<b>Intervalo entre deformações (s)</b>
F1	787	33,90	1264	17,33	3,48
F2	782	54,50	1264	10,79	2,14
F3	761	79,20	1264	7,42	1,48
F4	729	119	1264	5,10	1,01
F5	726	147,10	1264	3,90	0,79
F6	751	167,20	1264	3,14	0,63
F7	755	172	1264	2,31	-

O modelo mecânico desenvolvido foi baseado no MEF com comportamento plástico para as tiras e o comportamento rígido para os cilindros durante o cálculo de todos os eventos mecânicos, incluindo a determinação das deformações efetivas, taxas de deformação e tensões. O perfil de temperatura, calculado pela porção térmica, foi usado para recalculá-las todas as propriedades e parâmetros dependentes da temperatura, e com isso, o conjunto inicial de variáveis era continuamente recalculado. Por fim, usando os campos de deformação e temperatura resultantes, a evolução de microestrutura foi calculada. Durante o desenvolvimento do presente estudo considerou-se os objetos como isotrópicos, homogêneos e contínuos.

O comportamento plástico do material pode ser descrito por curvas de escoamento plástico, determinadas por meio de simulação física, replicando as condições de deformação (temperatura e taxas de deformação) do processamento industrial. Também, modelando essas curvas pode-se representar o material por meio de sua equação constitutiva. Neste trabalho utilizou-se a equação constitutiva abaixo para descrever o comportamento plástico do aço a ser simulado.

$$\dot{\epsilon} = A \sinh(\alpha \sigma_p)^n \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)^{-1}$$

sendo  $\dot{\epsilon}$  a taxa de deformação,  $\sigma_p$  a tensão de pico,  $T$  a temperatura,  $A = 5,5 \cdot 10^{15}$ ,  $\alpha = 0,013 \text{ MPa}$ ,  $n = 5$  e  $Q = 358000 \text{ kJ.mol}^{-1}$ .

A cinética de precipitação de carbonitretos de nióbio foi incorporada ao modelo por meio de sub-rotinas em Fortran. O software DEFORM<sup>TM</sup>3D permite o uso de rotinas definidas pelo usuário, nas quais podem ser feitas alterações nas rotinas internas do MEF do software com o objetivo de se obter funções específicas do modelo a ser empregado. Foram utilizadas as equações descritas na literatura e apresentadas anteriormente (Equações 1 e 2) para prever a nucleação da precipitação induzida por deformação em função das variáveis do processo.

A evolução da microestrutura durante o processamento a quente foi descrita por equações apresentadas na literatura [6-9], sendo a cinética de recristalização descrita pela equação de Avrami (Tabela 2). A microestrutura inicial foi considerada uniforme com tamanho médio de grão igual a 80  $\mu\text{m}$ .



Tabela 2. Equações descrevendo a evolução das cinéticas de recristalização [6-9]

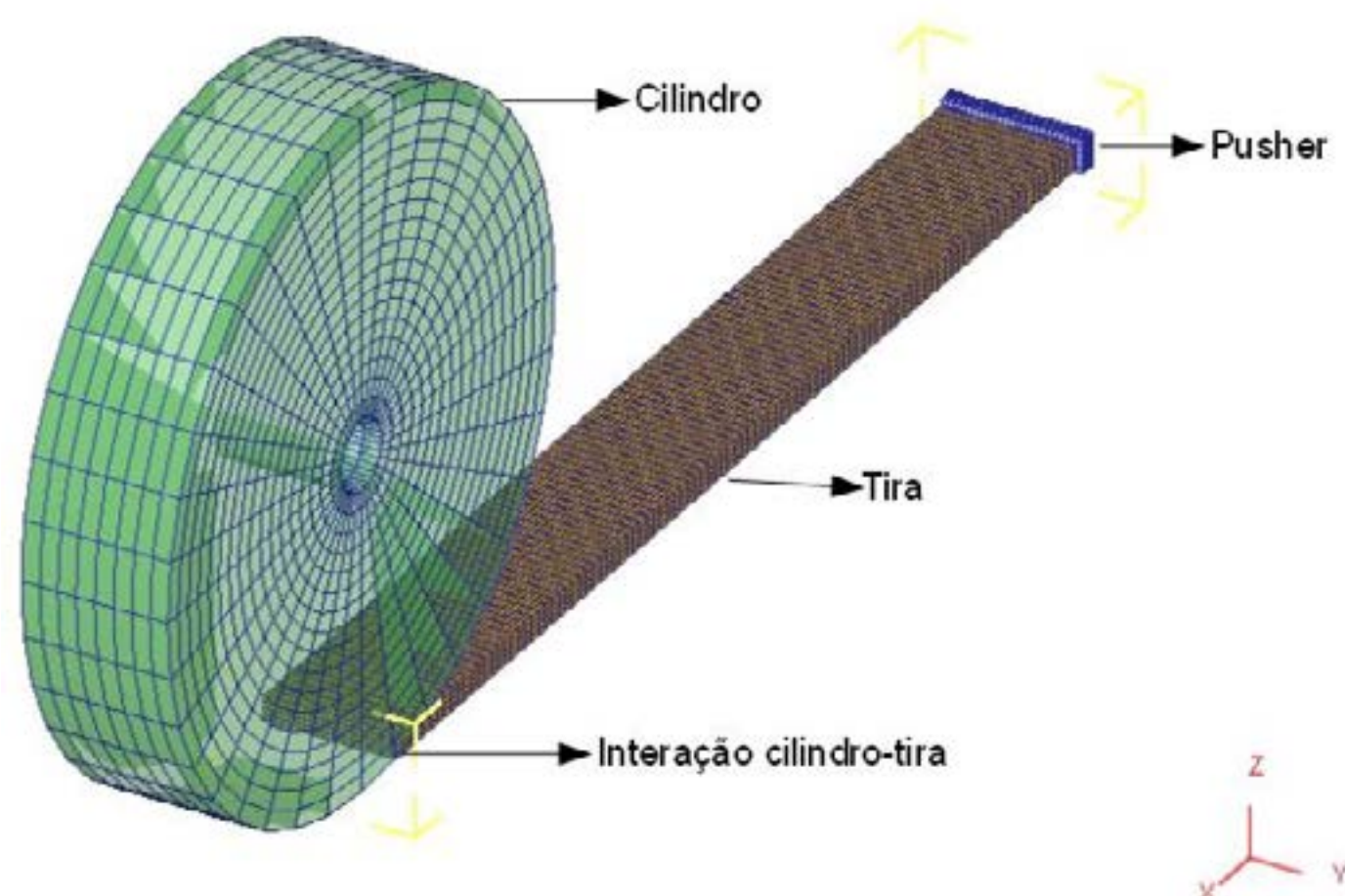
Equações	
Deformação crítica	$\varepsilon_c = 4.76 \times 10^{-4} \exp\left(\frac{8000}{T}\right)$
DRX	$X = 1 - \exp\left[-0.693 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right)^2\right]$ $\varepsilon_{0.5} = 1.144 \times 10^{-5} d_0^{0.28} \dot{\varepsilon}^{0.05} \exp\left(\frac{6420}{T}\right)$ $d_{DRX} = 1.6 \times 10^4 \cdot Z^{-0.23}$
MDRX	$X = 1 - \exp\left[-0.693 \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^{1.5}\right]$ $t_{0.5} = 1.1 \times Z^{-0.8} \exp\left(\frac{240000}{RT}\right)$ $d_{MDRX} = 2.6 \times 10^4 \cdot Z^{-0.23}$
SRX	$X = 1 - \exp\left[-0.693 \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^1\right]$ $t_{0.5} = 2.3 \times 10^{-15} \varepsilon^{-2.5} d_0^2 \exp\left(\frac{230000}{RT}\right)$ $d_{SRX} = 343 \varepsilon^{-0.5} d_0^{0.4} \exp\left(\frac{-45000}{RT}\right)$
Crescimento de grão	$d^7 = d_0^7 + 1.45 \times 10^{27} t \cdot \exp\left(\frac{-400000}{RT}\right)$

A interação entre objetos define como os cilindros, o material e o meio ambiente interagem entre si. As interações são mecânicas, como o atrito, e também são térmicas, como a transferência de calor por condução. Os parâmetros de interação que foram utilizados estão descritos na Tabela 3.

Tabela 3 Dados de entrada para interação entre objetos

Interação Cilindro-Tira	
Tipo de Atrito	Cisalhante
Coeficiente de Atrito	0,7
Coef. Transf. de Calor (N.s <sup>-1</sup> .mm <sup>-1</sup> .°C <sup>-1</sup> )	40
Coef. Convecção N.s <sup>-1</sup> .mm <sup>-1</sup> .°C <sup>-1</sup>	0,02

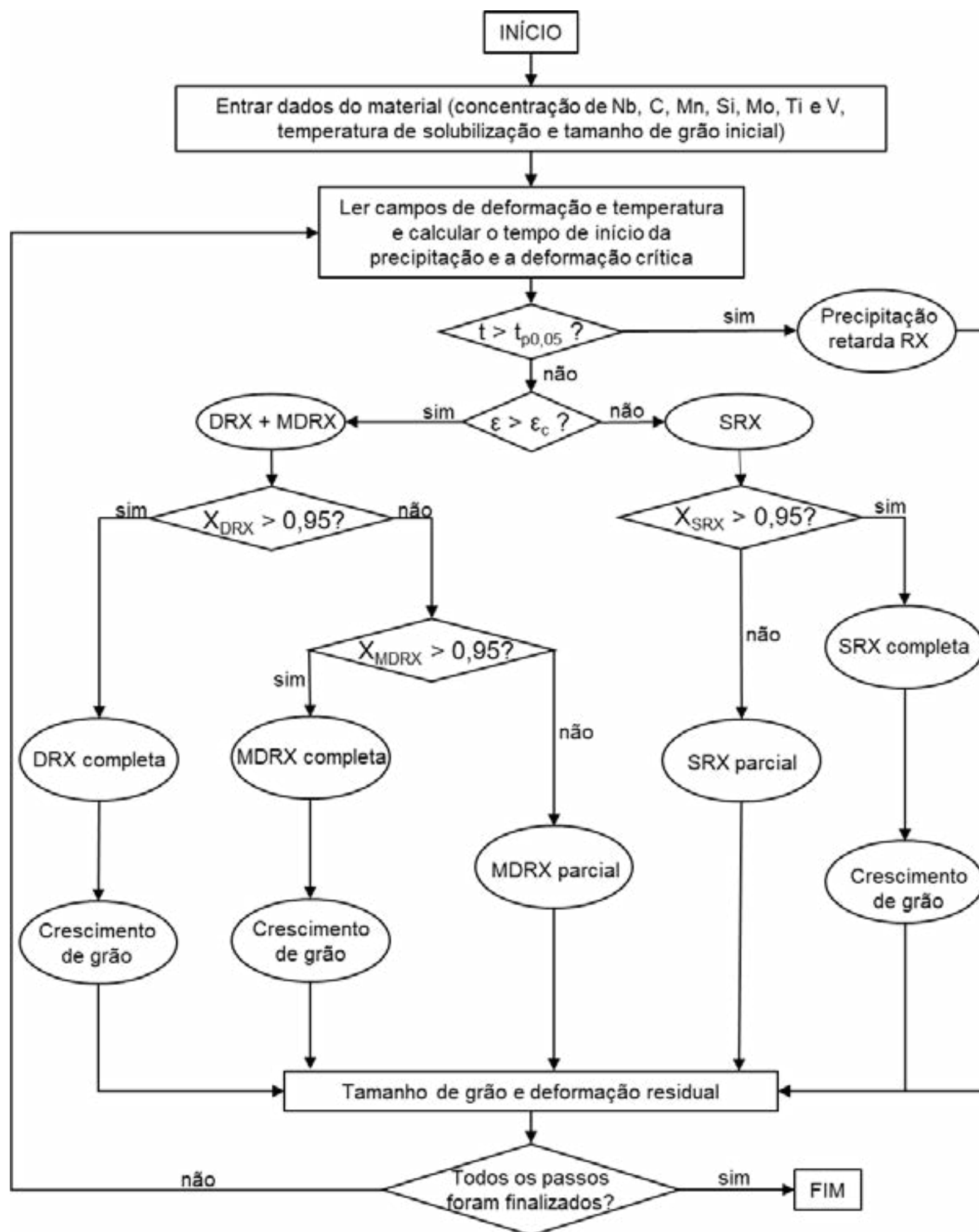
Devido à simetria do processo de LTQ, a simulação p<sup>o</sup>de ser conduzida pela modelagem de um quarto da tira (metade da largura e metade da espessura), como esquematizado na Figura 4. Os planos de simetria são definidos de acordo com a geometria dos objetos e as áreas de transferência de calor correspondem às faces que estão expostas ao ambiente e aos contatos com os ferramentais.



**Figura 4** Representação esquemática do modelo

Na Figura 5 é apresentado o fluxograma da sub-rotina utilizada, que pode ser separada em três partes. Inicialmente tem-se a entrada de dados. Durante a etapa de deformação são realizadas as leituras dos campos de deformação e temperatura e o cálculo da deformação crítica de acordo com o comportamento plástico do material. No intervalo entre passes são realizados os cálculos referentes a cinética de amaciamento estático, considerando a influência da precipitação induzida por deformação, tendo como resposta a previsão da microestrutura final do material.



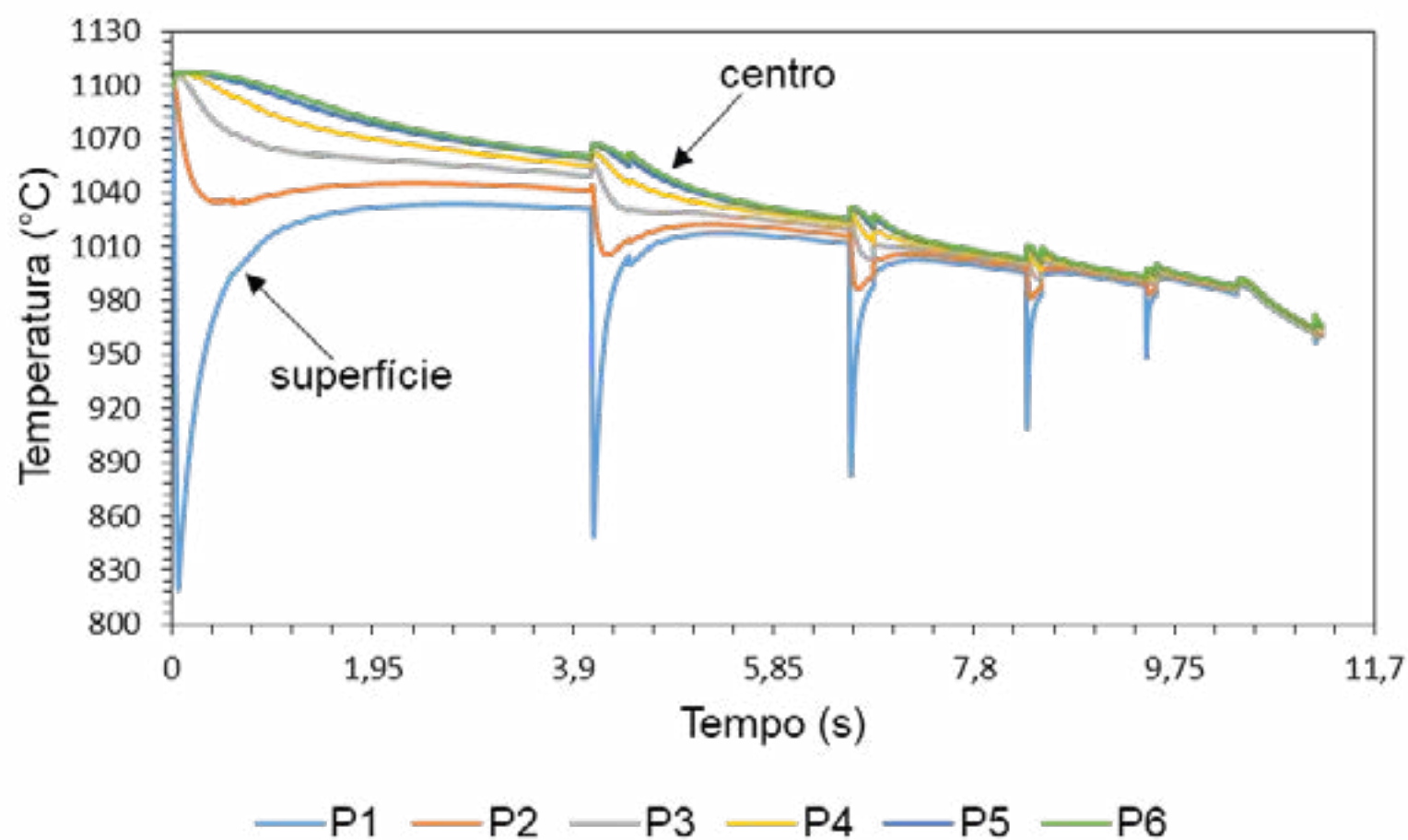


**Figura 5** Fluxograma da sub-rotina utilizada no modelo de simulação.

## Resultados

Inicialmente, são apresentados os resultados da simulação com temperatura de entrada no laminador de 1100°C. Na Figura 6 é apresentado o resultado da simulação da evolução térmica e distribuição de temperatura, ao longo do processamento, para pontos entre a superfície (P1) e o centro da tira (P6), de acordo com as condições de laminação da Tabela 1. Foi assumido um valor constante e uniforme para a temperatura inicial da tira. A temperatura da superfície cai drasticamente durante o contato da tira com o cilindro de laminação devido à transferência de calor entre os objetos. Essas quedas bruscas ocorrem apenas na vizinhança da superfície e, logo após o material laminado sair da zona de contato com os cilindros, a temperatura da superfície aumenta

imediatamente. A ocorrência de maiores quedas de temperatura é observada nos primeiros passes, devido às menores velocidades de laminação e, assim, maior tempo de contato entre a tira e os cilindros, o que favorece a troca de calor por condução.



**Figura 6** Gráfico da evolução térmica e distribuição de temperatura para pontos entre a superfície e o centro da tira, ao longo do processo de laminação simulado a temperatura de entrada de 1100°C.

O aumento da temperatura observado no centro da tira está relacionado com a conversão da energia mecânica em calor. Este aumento também é mais expressivo nos primeiros passes em virtude de aplicações de maiores deformações nestes passes. Após a redução da espessura nos passes seguintes, os gradientes de temperatura são reduzidos. Na saída do último passe de laminação, o campo de temperatura através da espessura do material laminado torna-se relativamente uniforme, pois a tira já é bem fina.

O tempo de início da precipitação induzida pela deformação é mostrado na Figura 7. O tempo necessário para a precipitação na superfície da tira é mais curto devido à temperatura mais baixa e maiores deformações. O perfil de precipitação na seção transversal da tira inicia-se no terceiro passe. Para as regiões abaixo da superfície da tira, a temperatura é maior e a deformação é menor que a da superfície, portanto, o tempo de início para a precipitação induzida pela deformação pode ser maior. A precipitação em toda a espessura da tira ocorre no quarto passe (temperatura em torno de 988 e 993°C entre a superfície e o centro da tira), a partir desse instante, e nos passes seguintes, os mecanismos de amaciamento estarão ausentes devido à precipitação.



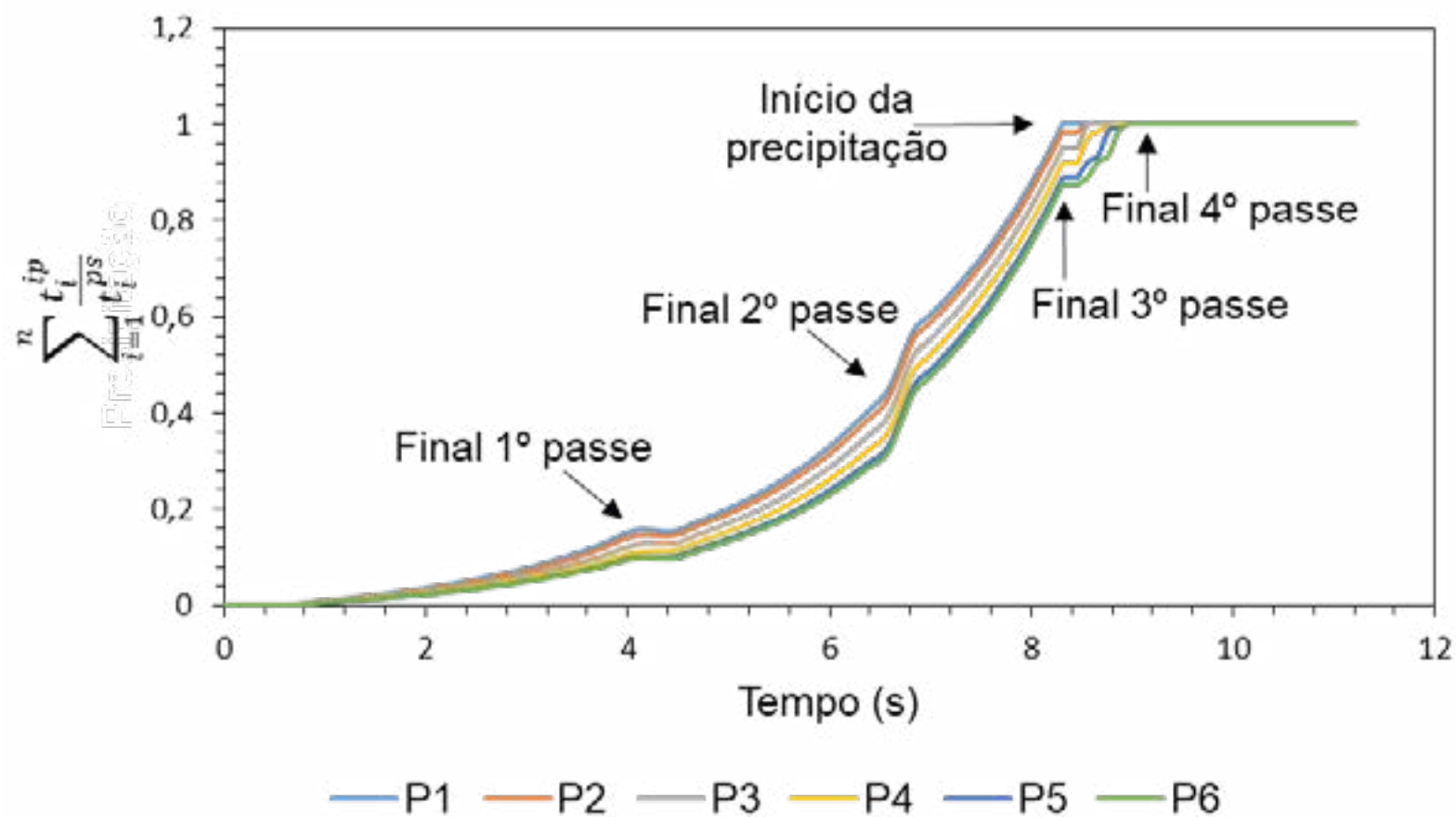


Figura 7 Evolução da precipitação induzida por deformação em função do tempo para o processo de laminação a quente simulado a 1100°C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira.

Com o modelo de simulação computacional desenvolvido, a recristalização da austenita do aço microligado ao nióbio na laminação de tiras a quente foi simulada. Na Figura 8 é mostrada a fração de recristalização da austenita, ao longo da espessura da tira laminada, calculada nas condições de laminação da Tabela 1. Observa-se nessa figura a ocorrência de recristalização parcial antes do início da precipitação, com frações recristalizadas maiores próximo à superfície da tira. Essa fração recristalizada corresponde a SRX que ocorreu no intervalo entre um passe e outro e, apesar da recristalização parcial gerar acúmulo de deformação, este não foi suficiente para permitir a ocorrência da DRX

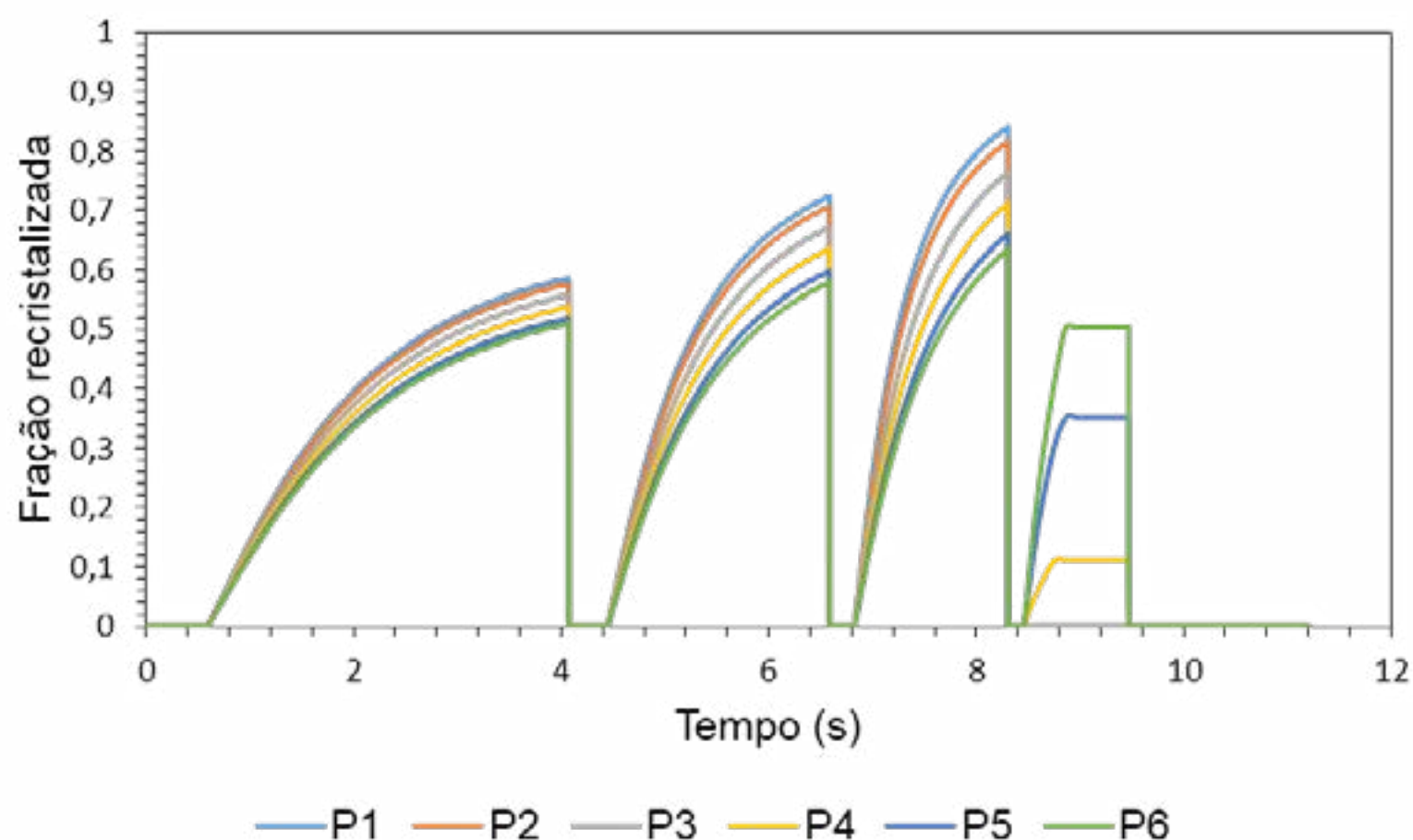


Figura 8 Evolução da fração amaciada (SRX) em função do tempo para o processo de laminação a quente simulado a 1100°C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira.

Para se ter uma base de comparação, fez-se a simulação da mesma sequência de passes descrita até aqui, mudando apenas a temperatura de entrada no laminador de tiras a quente. Foram simuladas sequências de passes com temperaturas de entrada de 1200°C e 1000°C.

Na Figura 9 é apresentado o gráfico da evolução da precipitação induzida por deformação em função do tempo para o processo de laminação a quente simulado com a temperatura de entrada de 1200°C. Observa-se que nestas condições não houve tempo suficiente, durante o processamento, para que a precipitação se iniciasse devido à alta temperatura do processo. Lembrando que a precipitação tem início quando a soma, na regra da aditividade, assume valor igual a 1, neste caso, o valor da soma ficou próximo de 0,025 ao final do processo simulado a 1200°C.

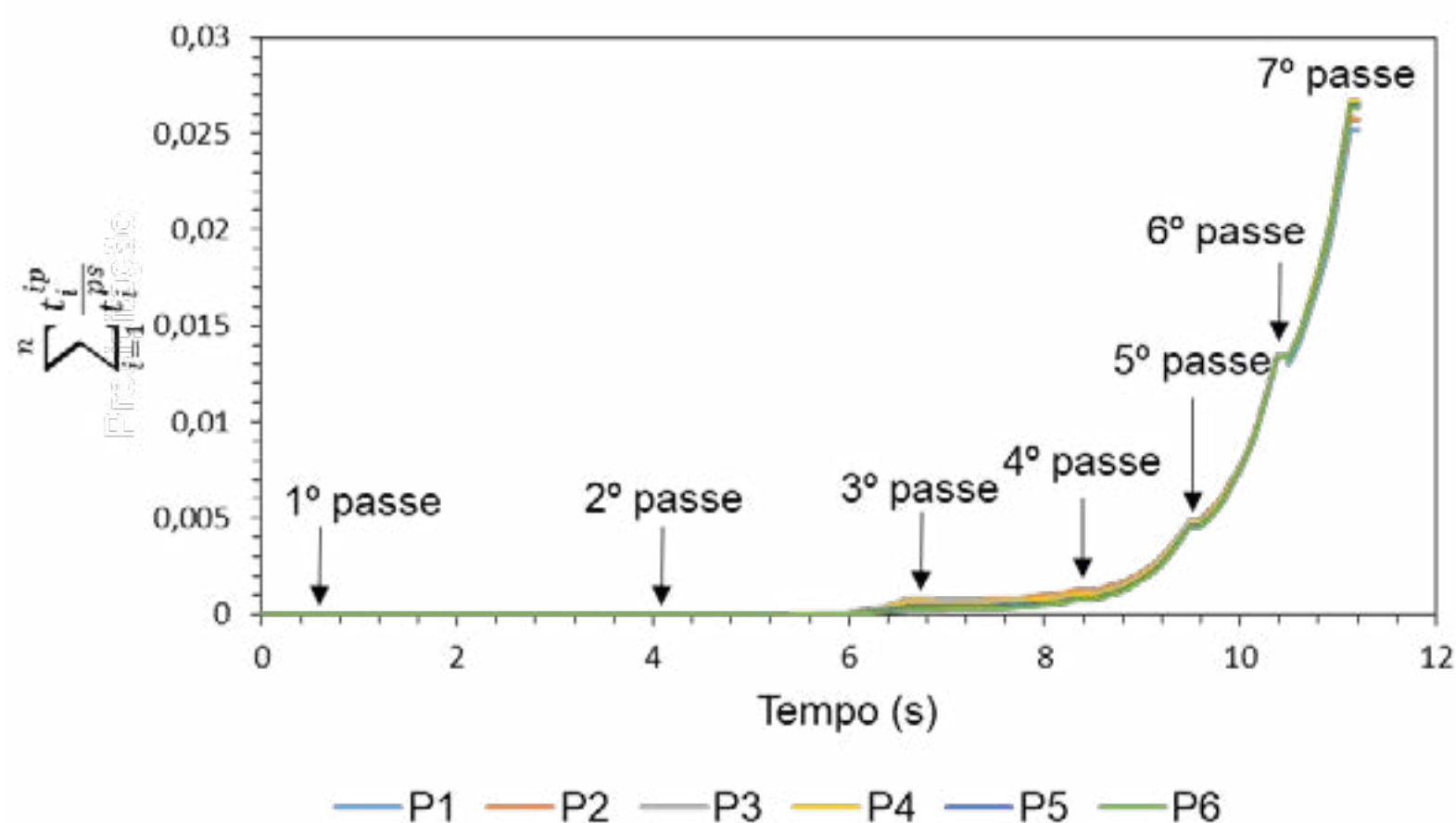


Figura 9 Evolução da precipitação induzida por deformação em função do tempo para o processo de laminação a quente simulado a 1200°C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira.

Na Figura 10 é mostrado o perfil de precipitação induzida por deformação com temperatura de entrada da tira a 1000°C. Observa-se que, neste caso, a precipitação tem início no primeiro passe de laminação, em consequência da combinação da deformação imposta associada à baixa temperatura ao final do primeiro passe, variando em torno de 953 e 973°C entre a superfície e o centro da tira, respectivamente. Não ocorreu nenhum mecanismo de recristalização, ao longo da tira, antes do início da precipitação, sendo



assim, na saída do primeiro passe de laminação, os grãos ainda têm o mesmo volume do grão inicial e são apenas achatados e não recristalizados durante o processo.

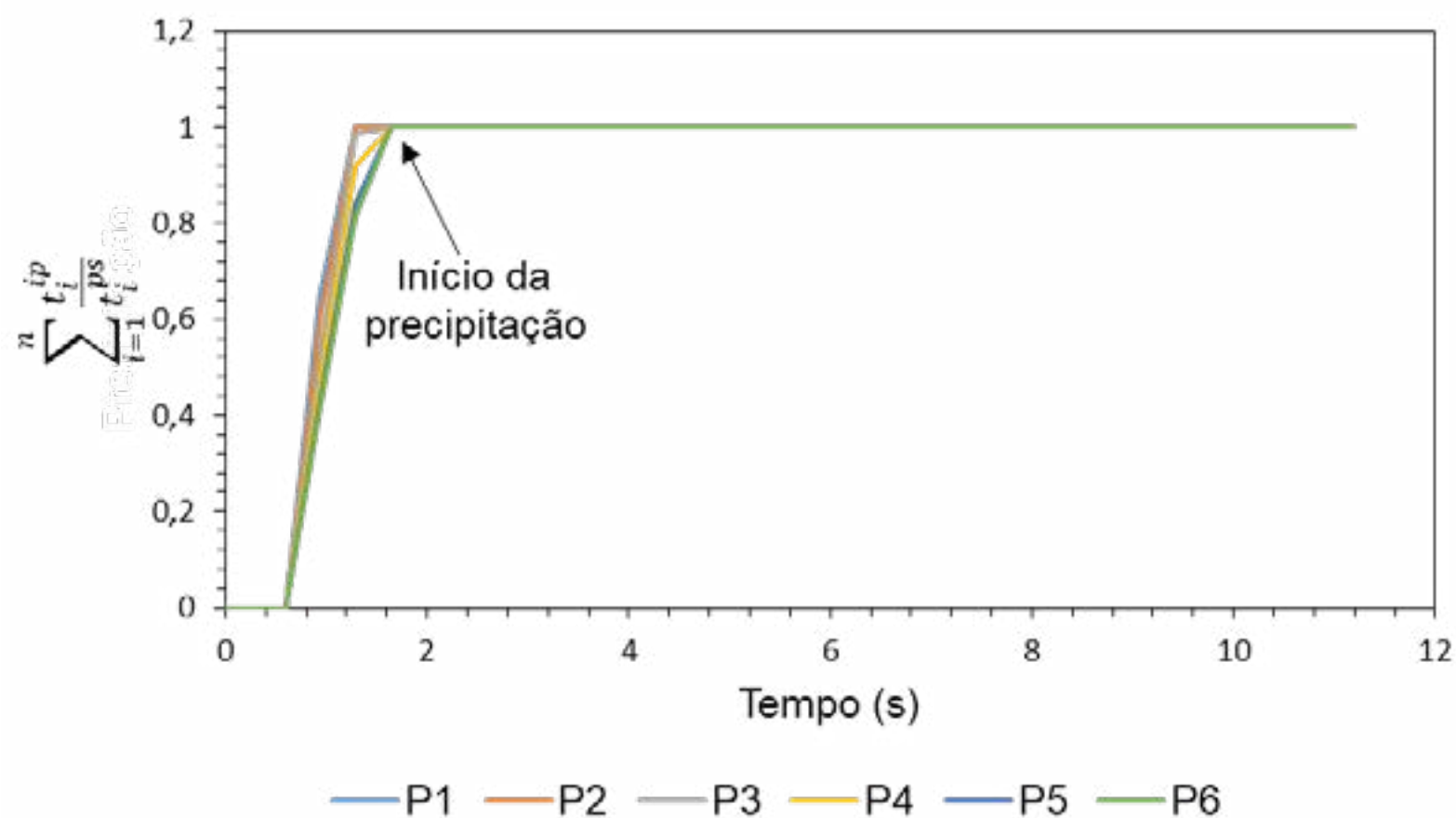


Figura 10 Evolução da precipitação induzida por deformação em função do tempo para o processo de laminação a quente simulado com a temperatura de entrada de 1000°C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira.

Na Figura 11 são apresentados gráficos da evolução do acúmulo de deformação em função do tempo para o processo de laminação de tiras a quente com temperaturas de entrada no laminador de 1000°C, 1100°C e 1200°C. Na figura 11(a), que representa a temperatura de entrada de 1000°C, vê-se que há acúmulo de deformação em todos os passes, aumentando continuamente a deformação acumulada. Na figura 11(b), pode-se ver que há restauração até o quarto passe, quando inicia o acúmulo de deformação para a sequência de passes com temperatura de entrada de 1100°C. Com temperatura de entrada de 1200°C não há acúmulo de deformação durante todos os sete passes.

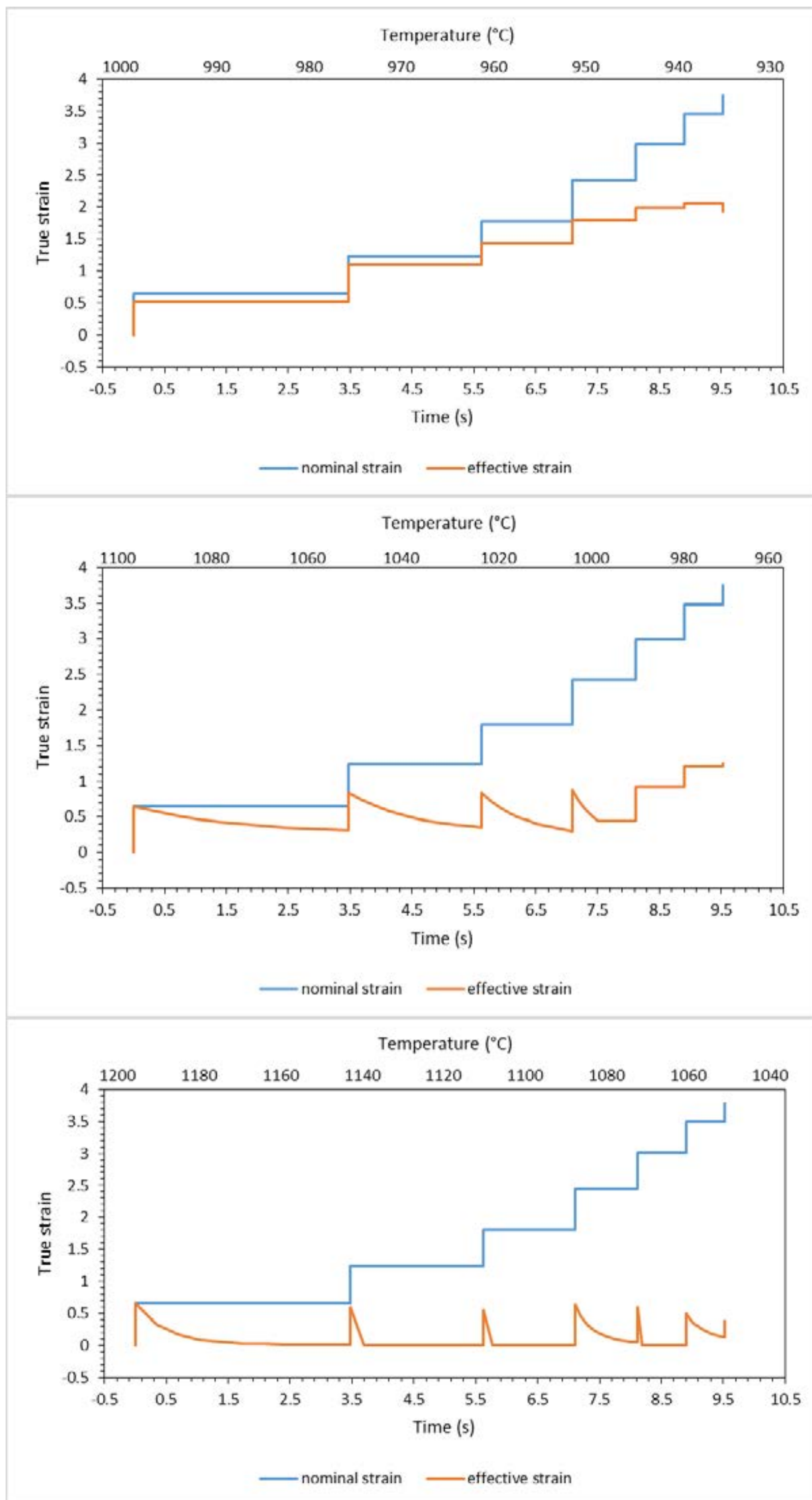


Figura 11 Curvas descrevendo a evolução da deformação imposta e a deformação acumulada para temperaturas de entrada de (a) 1000°C (b) 1100°C e 1200°C.

### Discussão



A prática atual do estudo de eventos que ocorrem nos materiais durante o processamento metalúrgico consiste em priorizar e variar um parâmetro mantendo os demais constantes. Este procedimento não leva em conta a interação entre variáveis; na prática industrial todos os parâmetros podem variar simultaneamente, necessitando de uma metodologia que refaça o processamento como um todo. Planos pilotos e ensaios de simulação física em escala de laboratório tendem a replicar o processamento. Todavia, muitas vezes alguns parâmetros industriais, como a transferência de calor ou velocidade de deformação, não podem ser replicados satisfatoriamente em uma escala menor.

Uma outra alternativa para investigar o processamento industrial é a simulação numérica. Neste caso, pode-se refazer o processamento industrial de forma satisfatória investigando todos os aspectos significativos. A simulação numérica descreve tridimensionalmente todo o objeto em função do tempo, permitindo acompanhar as evoluções térmica, mecânica, plástica e microestrutural do material. Embora promissora, vale lembrar que a simulação numérica encontra limites na disponibilidade de modelos que descrevem todos os aspectos do material envolvido no processamento. Sendo, assim, limitado a materiais em que esses modelos estão disponíveis como é o caso de aços microligados ao nióbio.

As simulações realizadas mostram que as deformações aplicadas, chamadas na Figura 11 de deformações nominais, não são totalmente acumuladas em nenhuma condição estudada. Na sequência de passes conduzidos com a temperatura de entrada de 1000°C não ocorre a recristalização nos intervalos entre passes, uma vez que a precipitação inicia logo após a primeira deformação, como mostrado na Figura 10. Neste caso, a diferença entre a deformação nominal e a deformação efetiva na figura 11(a) representa a quantidade de deformação restaurada pela recuperação nos intervalos entre passes.

Na simulação com a temperatura de entrada de 1200°C não ocorreu o acúmulo de deformação em nenhum intervalo entre passes. Toda a deformação que foi aplicada em cada passe foi aliviada no intervalo até a próxima deformação. Como mostra a Figura 9, não ocorreu a precipitação induzida por deformação, uma vez que a recristalização se completou antes que a precipitação iniciasse. Neste caso, o amaciamento se deu por recuperação estática seguido de recristalização estática, podendo eventualmente ter ocorrido o crescimento de grãos antes que o passe seguinte iniciasse.

Para a sequência de passes com temperatura de entrada de 1100°C, a precipitação iniciou-se ao término da quarta deformação. Logo após esta deformação os processos de amaciamento foram inibidos, em especial a recristalização estática e assim teve-se o acúmulo de deformação. Pode-se ver que no final do sétimo passe a deformação armazenada, chamada na figura de deformação efetiva, é em torno de 1,1. Nestas condições os grãos estão empaquetados com alta densidade de discordância. No resfriamento, ao iniciar a transformação austenita/ferrita tem-se um aumento significativo de sítios de nucleação gerando ferrita com granulação fina.

## 5 CONCLUSÕES

- A metodologia aplicada permitiu simular o processo de laminação de tiras a quente, indicando o início de precipitação e os gradientes presentes no material durante todo o processo.
- A simulação realizada indicou que a precipitação induzida por deformação no aço em estudo ocorreu próximo a 990°C, quando a temperatura de entrada no laminador foi igual a 1100°C. Para a temperatura maior não foi observada a precipitação e, com entrada a 1000°C a precipitação ocorreu imediatamente após a primeira deformação.
- A diferença entre a deformação aplicada e a deformação efetiva indica a restauração ocorrida no intervalo entre passes e a deformação acumulada promove o aumento nos sítios de nucleação na transformação austenita/ferrita.

## Referências

- [1] DUTTA, B.; SELLARS, C. M. Effect of composition and process variables on Nb (C, N) precipitation in niobium microalloyed austenite. *Materials Science and Technology*, Taylor & Francis, v. 3, n. 3, p. 197–206, 1987.
- [2] SCHEIL, E. Anlaufzeit der austenitumwandlung. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, v. 8, n. 12, p. 565-567, 1935.
- [3] BORATTO, F.; BARBOSA, R.; YUE, S.; JONAS, J. J. Effect of chemical composition on the critical temperatures of microalloyed steels. In: *International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals. THERMEC-88*. [S.l.: s.n.], 1988. v. 1, p. 383–390.
- [4] JORGE-JR, A. M.; GUEDES, L. H.; BALANCIN, O. Ultra grain refinement during the simulated thermomechanical-processing of low carbon steel. *Journal of Materials Research and Technology*, Elsevier, v. 1, n. 3, p. 141–147, 2012.



- [5] SICILIANO, F. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels. Tese (PhD Thesis and Metallurgical Engineering) - Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, Montreal, Canada, 1999.
- [6] SICILIANO, F.; JONAS, J.J. Mathematical modeling of the strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 31A, p. 511-530, 2000
- [7] HODGSON, P.D.; GIBBS, R.K. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed steels. ISIJ international, v. 32, n. 12, p. 1329-1338, 1992.
- [8] KIM, S; LEE, Y.; JANG, B.L. Modeling of recrystallization and austenite grain size for AISI 316 stainless steel and its application to hot bar rolling. Materials Science and Engineering A 357, p. 235-239, 2001.
- [9] GRASS, H.; KREMPASZKY, C.; REIP, T.; WERNER, E. 3-D simulation of hot forming and microstructure evolution. Computational Materials Science, vol. 28, p. 469-477, 2003.

# INTERFERENCE-FIT JOINING OF METAL-POLYMER COIN

*Afonso R.M.<sup>1</sup>, Alves L.M.<sup>1</sup>, Martins P.A.F.<sup>1</sup>*

*<sup>1</sup>IDMEC, Instituto Superior Técnico, Universidade de Lisboa, Av. Rovisco Pais, 1049-001 Lisboa, Portugal. .*

*First author E-mail: rafael.afonso@tecnico.ulisboa.pt*

*Second author E-mail: luisalves@tecnico.ulisboa.pt*

*\*Corresponding author E-mail: pmartins@tecnico.ulisboa.pt, Telephone: +351218419006*



## **ABSTRACT**

The utilization of joining by plastic deformation has become widespread due to numerous advantages over conventional joining technologies and can be accomplished by mechanical interlocking and/or interfacial pressure.

The first type of mechanism, that is already used to produce bi-metallic coins, combines plastic flow of the materials with the utilization of different types of features such as, bends, curls, beads, dimples and cut-outs, to shape and force a locking connection between the components to be joined. By other hand, the second type of mechanism relies on the interference pressure acting on the contact surface between the components to be joined, after unloading. This last mechanism has not yet been applied to the production of coins and therefore, the main purpose of this work is to give a step forward, extending the technology of coin minting to bi-material coins and combining dissimilar materials, in order to obtain new aesthetic effects and advanced security features printed in high denomination coins.

This new type of bi-material coin with a polymer centre and a metal ring is fabricated by combination of coin minting and joining by forming in a single die stroke. Its design is based on an analytical model built upon plasticity theory and plastic instability of circular plates under uniform radial edge compression. The bi-material coin concept is supported and validated by means of finite element modelling and experimentation. The effectiveness of the mechanical joint was verified by destructive tests for pushing the polymer centre out of the metal ring.

**Keywords:** Coining, Joining by Forming, Bi-Material, Analytical Model, Finite Element Method, Experimentation

## INTRODUCTION

Globalization and the opportunity of selling high denomination coins around the world justify the reason why mints are nowadays strongly committed to the development of innovative coins made from alternative materials. This trend is here to stay as it was recently shown by the internationally awarded ‘Chinese Porcelain Vase Qing Dynasty’ coin produced by the Mint of Poland and issued by Niue South Pacific Island in 2016<sup>1</sup> that incorporates a fine porcelain relief etched on the reverse of a gold coin (Figure 1a).

The first attempt to use polymers as alternative coining materials was made in 2015 by the German central bank who issued the 5 Euro ‘Planet Earth’ coin<sup>2</sup> (Figure 1b). Although ‘Planet Earth’ may be considered the first polymer-metal coin, the use of polymer is marginal and limited to a relatively thin ring. This first utilization of polymers in coin minting is entirely different from that employed in tokens for shopping trolleys, which are produced by plastic injection moulding.



**Figure 1.** (a) ‘Chinese Porcelain Vase Qing Dynasty’ coin (Mint of Poland, 2016);  
(b) ‘Planet Earth’ coin (German Central Bank, 2015).

Under these circumstances, the main purpose of this paper is to give a step forward, extending the technology of coin minting to bi-material coins having a large area ratio between the polymer centre and the outer metal ring, with high reliefs imparted on the surfaces of the polymer centre. These are two major differences from the ‘Planet Earth’ coin that justify the need to develop a methodology for designing and validating the new



proposed bi-material coins. The design is based on an analytical model developed by the authors for selecting the appropriate geometries of the polymer and metal blanks, and for estimating the force to disassemble the coin by pushing the centre out of the ring. The accuracy of the analytical model and the overall feasibility of the bi-material coin concept are validated by means of finite elements and experimentation.

Because the number of publications in coin minting is relatively scarce and because the aims and scope of this paper are a novelty in the field, there is not much to say about previous work done by other researchers. Still, Kiran and Shaw<sup>3</sup> developed an analytical model that allowed understanding coin minting as a net-shape precision forming process involving indentation, gross upsetting and interaction between adjacent relief coin features. The model was developed for metal coins under plane strain deformation conditions and the reliefs were approximated by simple saw tooth profiles characterized by a pitch and a feature included angle.

In the following year, Delamare and Montmitonnet<sup>4</sup> applied the upper bound method to develop an analytical model for calculating the energy and shape of a blank to strike a metal coin with a central circular design and an outer annular legend. Finally, Brekelmans et al.<sup>5</sup> applied the upper bound method to calculate the pressure for producing a conical axisymmetric relief in the centre of a metal coin. This publication was also the first to apply finite elements in coin minting.

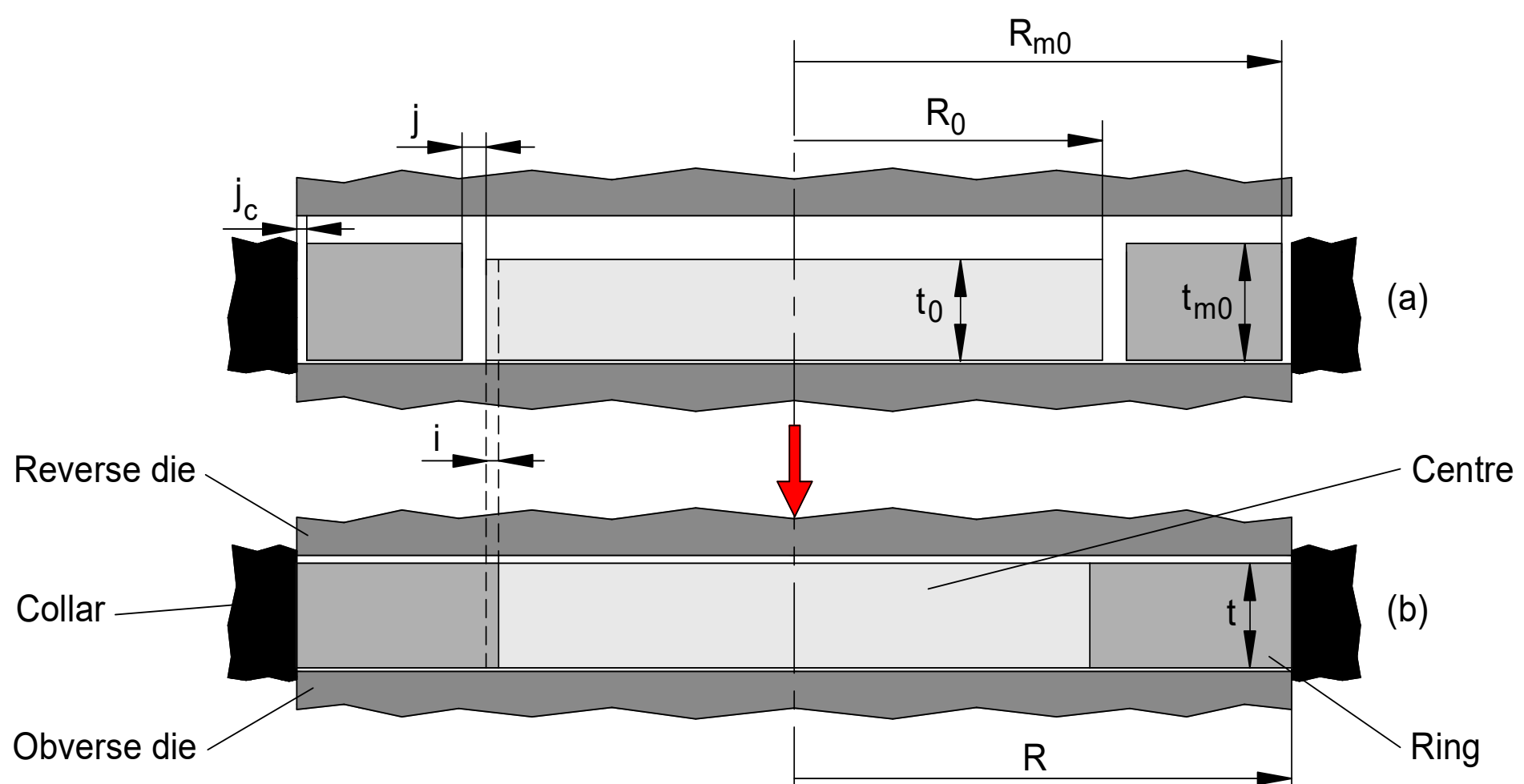
Ever since this pioneering application, the utilization of finite elements evolved from simple two-dimensional models into the current three-dimensional models running in high performance computers, which solve the complex relief contact features that are typical of coin minting and provide accurate predictions of material flow, distribution of major field variables and evolution of the force with die stroke. However, despite the above-mentioned advances, there are no analytical models and finite element investigations focused on the

design and fabrication of polymer-metal coins. This is confirmed in the state-of-the-art review in science and technology of coin minting that was included in a recent paper by Alexandrino et al.<sup>6</sup>

The step forward in the bi-material polymer-metal coin concept disclosed in a provisional patent application<sup>7</sup> and the proposed analytical model are the innovative footprints of this paper. In particular, the analytical model allows selecting the interference between the polymer centre and the metal ring, determining the onset of plastic instability of the polymer centre, calculating the interface contact pressure after unloading and estimating the force that is needed to disassemble the coin by pushing the centre out of the ring.

### ANALYTICAL MODEL

Joining by forming is carried out simultaneously with coin minting in a single die stroke to produce a mechanical lock between the polymer centre and the metal ring by interface contact pressure.

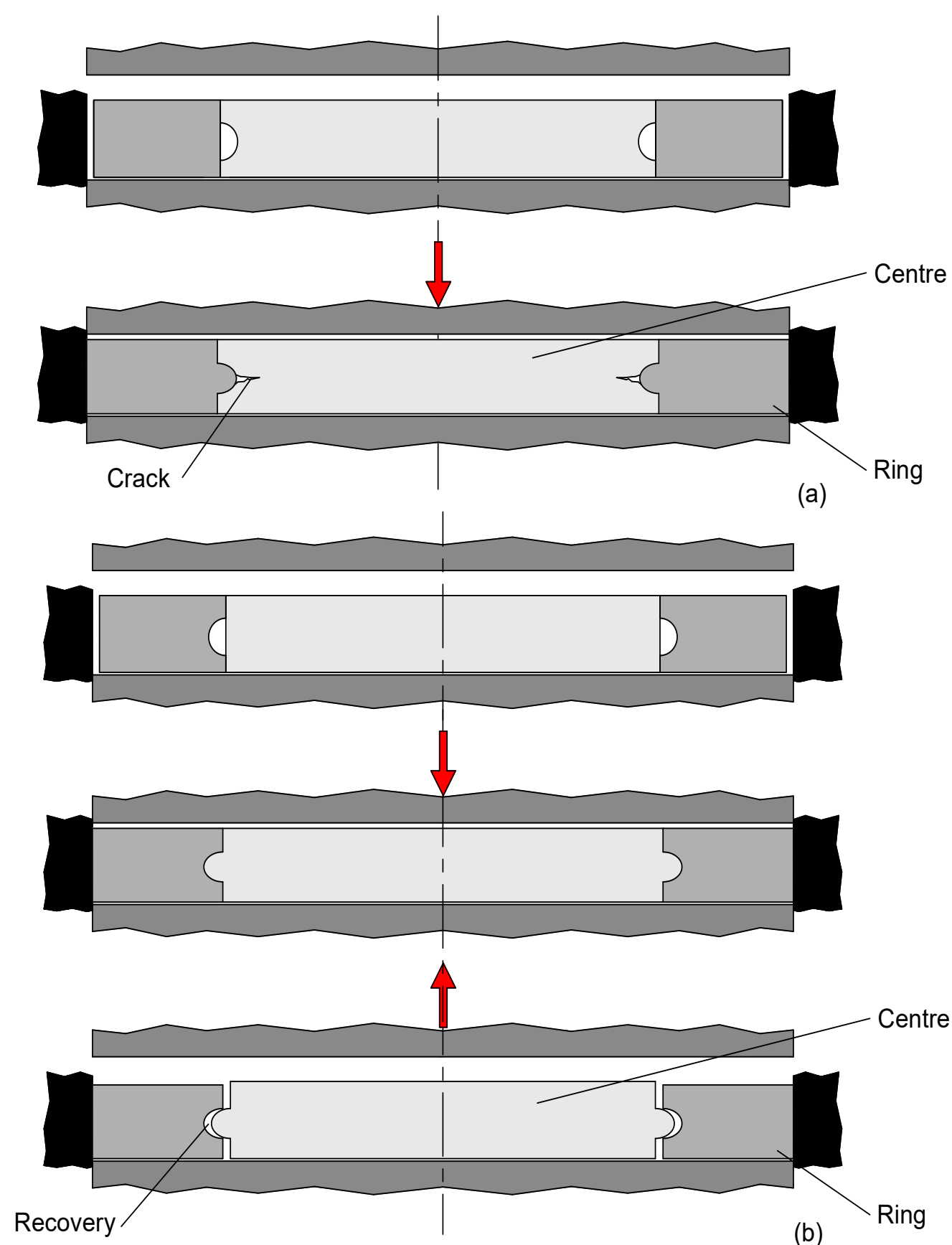


**Figure 2.** Schematic representation of the new proposed bi-material (polymer-metal) coin at the beginning (a) and at the end (b) of the die stroke with the notation utilized in the analytical model.



The process is schematically shown in Figure 2a, where  $R_0$  is the radius of the polymer centre blank with thickness  $t_0$ ,  $R_{m0}$  is the outer radius of the metal ring blank with thickness  $t_{m0}$ ,  $j$  is the clearance between the polymer centre and the metal ring and  $j_c$  is the clearance between the metal ring and the collar. Figure 2b shows the thickness  $t$  and the radius  $R$  of the coin as well as the interference  $i$  between the polymer centre and the metal ring at the end of die stroke.

The reason why form-fit joints cannot be used in the new type of polymer-metal coin is because they would fail by cracking of the polymer during plastic deformation of the metal ring into the groove placed on the outside edge of the polymer centre (Figure 3a), or by loosening due to recovery of the polymer centre after unloading (Figure 3b).



**Figure 3.** Types of failure resulting from the utilization of form-fit joints. (a) Cracking of the polymer centre and (b) loosening due to polymer recovery after unloading.

Therefore, this is a novel fabrication process because circulating bi-metal coins (such as, for example, the 1 and 2 Euro coins) are based in form-fit joints resulting from the plastic deformation of the ring into a groove placed on the outside edge of the centre.

### ***Volume incompressibility***

The analytical model considers plastic deformation of the polymer centre and of the metal ring to be homogenous (i.e. plane sections remain plane) and isotropic under axisymmetric material flow conditions. The surface of the ring blank is assumed to be flat without rimmed edges. Volume incompressibility during plastic deformation of the metal ring allows writing its final thickness  $t$  as a function of the main geometric parameters of Figure 2, as follows,

$$t = \frac{R_{m0}^2 - (R_0 + j)^2}{(R_{m0} + j_c)^2 - (R_0 - i)^2} t_{m0} \quad (1)$$

The term  $R_{m0} + j_c$  included in equation (1) is of great importance in coin minting because it defines the final diameter and tolerance of circular coins<sup>8</sup>.

The same procedure applied to the plastic deformation of the polymer centre leads to the following equation,

$$t = \frac{R_0^2}{(R_0 - i)^2} t_0 \quad (2)$$

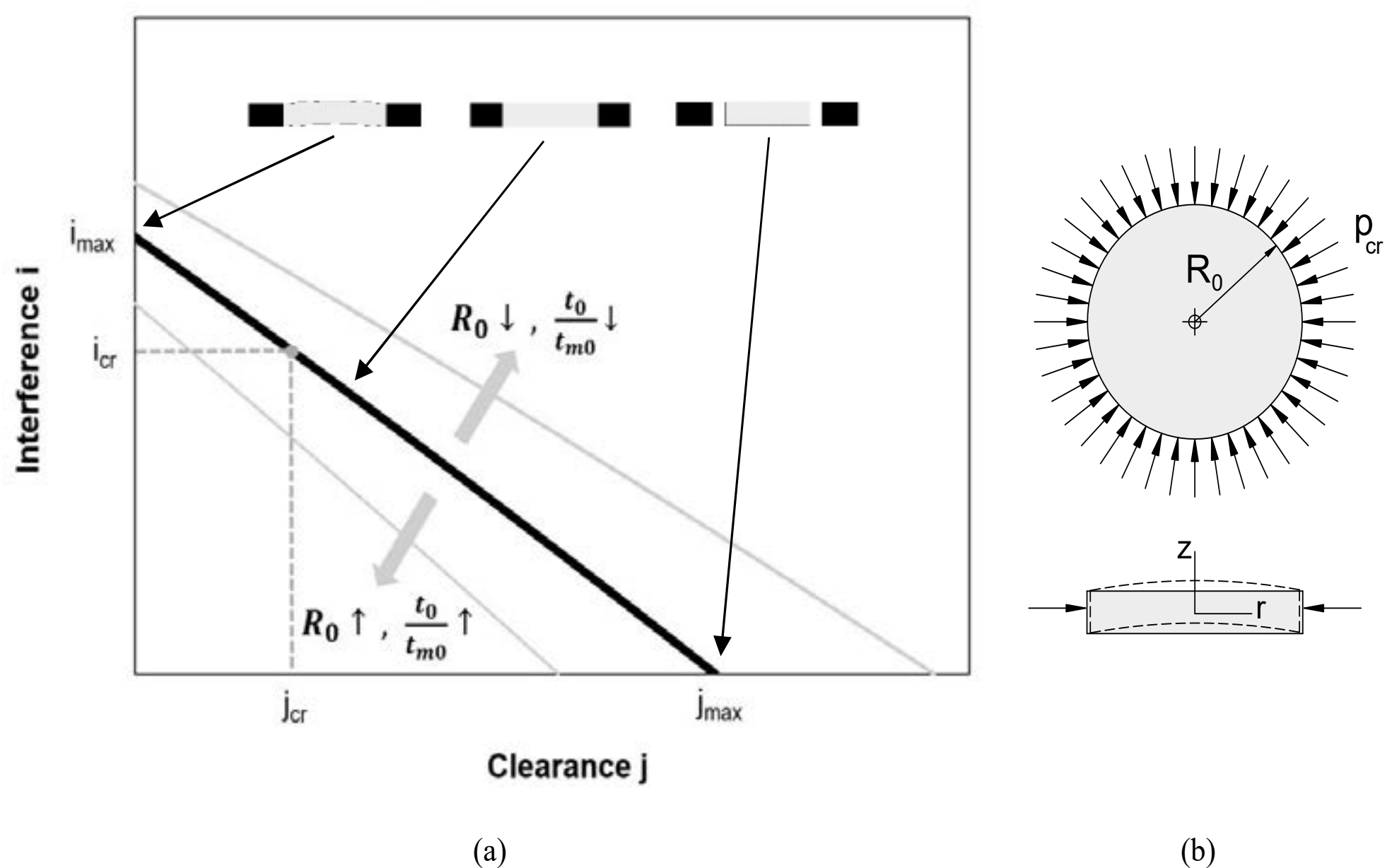
Matching equations (1) and (2) because  $t$  must be identical at the end of die stroke, one obtains the following relation between the clearance  $j$  and the interference  $i$ ,

$$j^2 + 2R_0j + (R_0^2 - R_{m0}^2) + R_0^2 \frac{(R_{m0} + j_c)^2 - (R_0 - i)^2}{(R_0 - i)^2} \frac{t_0}{t_{m0}} = 0 \quad (3)$$



The above equation gives rise to the process curve, which is plotted as a black solid curve in Figure 4a. The vertical-axis interception  $i_{max}$  of the process curve is the maximum achievable interference and the horizontal-axis interception corresponds to the maximum clearance  $j_{max}$  that can ensure a mechanical lock by interface contact pressure between the polymer centre and the metal ring.

The process curve provides the design values for the bi-material polymer-metal coins and its position will move upwards or downwards by decreasing or increasing the initial radius  $R_0$  of the polymer centre blank or the ratio  $t_0/t_{m0}$  between the thickness of the polymer and the thickness of the metal blanks.



**Figure 4.** (a) Process curve showing the interference  $i$  as a function of the clearance  $j$  between the polymer centre and the metal ring blanks.  
 (b) Schematic representation of the plastic instability of the polymer centre under uniform radial edge compression.

### ***Plastic instability***

Plastic instability of the polymer centre diminishes the maximum allowable interference  $i$  with the metal ring. In practical terms, this means that the process curve of Figure 4a is bounded by a horizontal dashed grey line containing the critical values of clearance and interference  $(j_{cr}, i_{cr})$  above which the polymer centre will buckle under uniform radial edge compression imposed by the metal ring (Figure 4b).

The critical interference  $i_{cr}$  is determined by resorting to the plastic instability of an isotropic circular plate under uniform radial edge compression<sup>9</sup>, which provides the following expression for the critical pressure  $p_{cr}$  at the onset of buckling,

$$p_{cr} = C \frac{E_t}{1-\nu^2} \left( \frac{t}{R} \right)^2 \quad (4)$$

In the above equation,  $C$  is a constant related to the type of radial support (clamped vs. simply supported),  $E_t$  is the tangent modulus,  $\nu$  is the Poisson coefficient, and  $R$  and  $t$  are the radius and thickness of the polymer centre at the onset of buckling.

Given that buckling must be triggered during the contact between the reverse die and the metal ring (there is no contact with the polymer centre at this stage, refer to Figure 2a), it follows that the polymer centre is subjected to bi-axial compression along the  $r$  and  $\theta$  directions at the onset of plastic instability. This results in the following relationships between the strain and stress components,

$$\begin{aligned} \varepsilon_r : \varepsilon_\theta : \varepsilon_z &= -\bar{\varepsilon}/2 : -\bar{\varepsilon}/2 : \bar{\varepsilon} \\ \sigma_r : \sigma_\theta : \sigma_z &= -\bar{\sigma} : -\bar{\sigma} : 0 \end{aligned} \quad (5)$$

where,  $\bar{\varepsilon}$  and  $\bar{\sigma}$  are the effective strain and the effective stress, respectively.



This allows rewriting equation (4) as a function of the original values of the radius  $R_0$  and thickness  $t_0$  of the polymer centre blank, as follows,

$$p_{cr} = C \frac{E_t}{1-\nu^2} \left( \frac{t_0 \exp(\bar{\varepsilon})}{R_0 \exp\left(-\frac{\bar{\varepsilon}}{2}\right)} \right)^2 \quad (6)$$

By taking into account that the critical pressure  $p_{cr}$  at the onset of buckling must be compatible with the flow stress of the polymer and assuming the stress-strain behaviour of the polymer to be approximated by a power-law  $\sigma = K\varepsilon^n$  for values of strain below the onset of plastic instability in tensile testing, it follows that,

$$K\bar{\varepsilon}_{cr}^n = C \frac{E_t}{1-\nu^2} \left( \frac{t_0 \exp(\bar{\varepsilon})}{R_0 \exp\left(-\frac{\bar{\varepsilon}}{2}\right)} \right)^2 \quad (7)$$

The critical strain  $\bar{\varepsilon}_{cr}$  at the onset of plastic instability is obtained from (7) after determining the tangent modulus  $E_t = d\sigma/d\varepsilon$  for the above-mentioned stress-strain curve and using the first two terms of the series expansion of the exponential function,

$$\bar{\varepsilon}_{cr} \cong \frac{C \frac{n}{(1-\nu^2)} \left(\frac{t_0}{R_0}\right)^2}{1 - 3C \frac{n}{(1-\nu^2)} \left(\frac{t_0}{R_0}\right)^2} \quad (8)$$

By considering the circumferential strain,

$$\varepsilon_{\theta} = -\frac{1}{2}\varepsilon_z = -\frac{1}{2}\ln\frac{t}{t_0} = -\frac{1}{2}\ln\frac{R_0^2}{(R_0-i)^2} \quad (9)$$

it follows that the critical interference  $i_{cr}$  is obtained by solving the following quadratic relation,

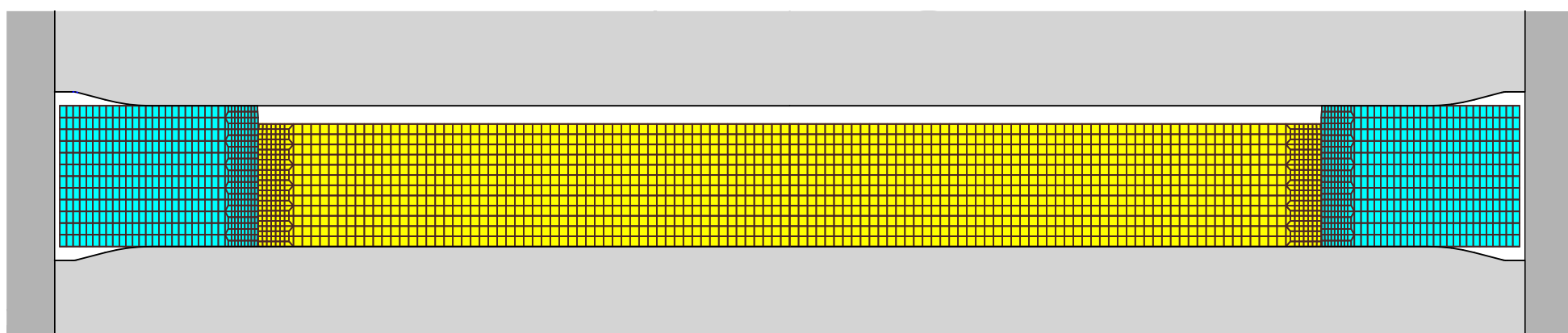
$$i^2 - 2R_0i + R_0^2\left(1 - \frac{1}{\exp(\bar{\varepsilon}_{cr})}\right) = 0 \quad (10)$$

The critical effective strain  $\bar{\varepsilon}_{cr}$  at the onset of buckling may be determined experimentally or estimated by means of finite element analysis.

## FINITE ELEMENT MODELLING

The numerical simulation of the coin minting process was performed with the in-house computer program I-Form<sup>10</sup>. The simulations made use of two-dimensional axisymmetric models because the reverse and observe dies utilized in the experiments were flat (refer to ‘Results and Discussion’). The cross sections of the polymer centre and metal ring were discretized by means of quadrilateral elements and the dies and collar were modelled as rigid objects with their contours discretized by means of linear contact-friction elements<sup>11</sup>.

Figure 5 shows the initial mesh, dies and collar for a coin corresponding to case 4 of Table 1. The central processing unit (CPU) time for the numerical simulation of such a coin using convergence criteria for the velocity field and residual force equal to  $10^{-3}$  was approximately 10 min. on a computer equipped with an Intel i7-5930K CPU processor.



**Figure 5.** Initial mesh utilized in the finite element simulation of case 4 of Table 1 (refer to Section 4).



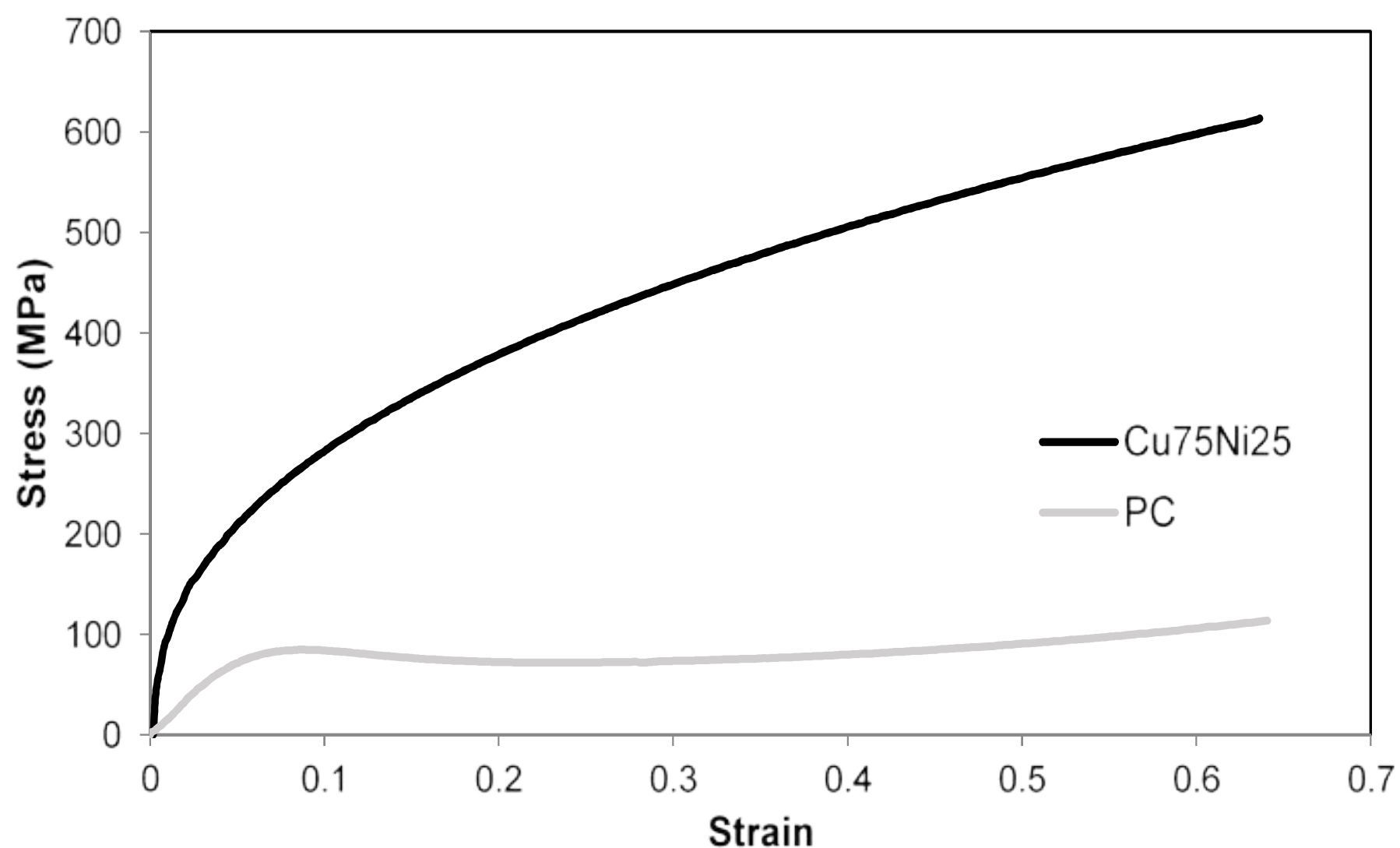
## EXPERIMENTATION

### *Materials*

The bi-material coins were fabricated with a centre made from polycarbonate (PC) and an outer ring made from a copper-nickel alloy (Cu75Ni25). The PC was supplied in the form of sheets with 1.98 mm thickness whereas the Cu75Ni25 was supplied in the form of disks with a diameter of 29.65 mm and a thickness of 2.24 mm.

The stress-strain curve of PC was determined by means of stack compression tests and the specimens were prepared by piling up three circular disks with 15 mm diameter and 1.98 mm thickness machined out of the supplied sheets. Teflon foils were utilised in the upper and lower contact interfaces between the specimens and the compression platens.

The stress-strain curve of Cu75Ni25 was determined by means of stack compression tests that were performed by the authors in a previous work<sup>6</sup>. Both tests were carried out at room temperature on a hydraulic testing machine with a cross-head speed equal to 10 mm/min and the results are included in Figure 6.

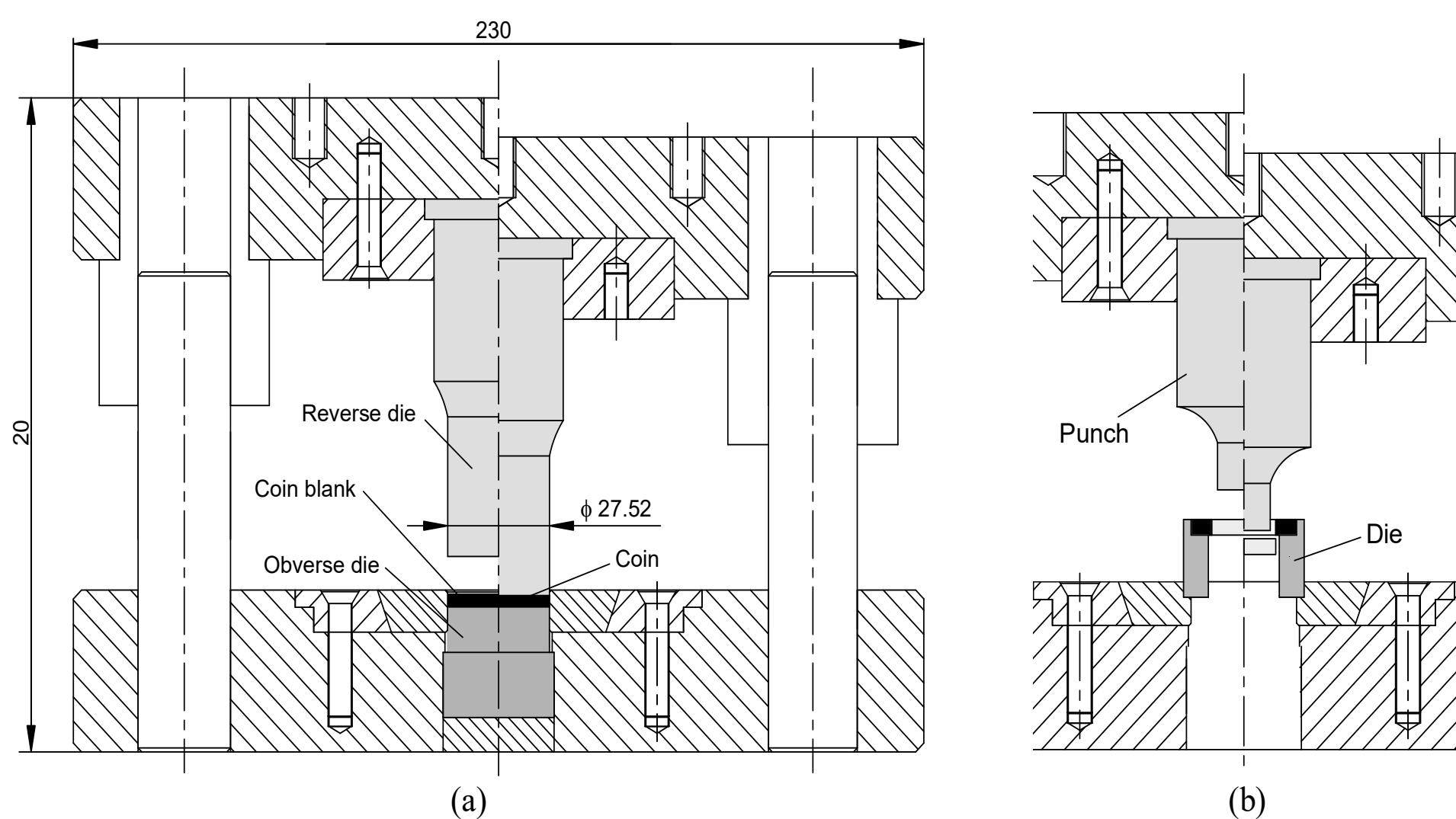


**Figure 6.** Stress-strain curves of polycarbonate (PC) and copper-nickel alloy (Cu75Ni25) determined by means of stack compression tests.

### ***Work plan, methods and procedures***

The experimental work plan involved three different types of tests. The first type of tests was performed in the laboratory coin minting tool designed by the authors that is schematically shown in Figure 7a. The tool-workpiece contact surfaces of the plane reverse and obverse dies and the circular cylindrical inner surface of the collar are all smooth.

The experimental work plan is summarized in Table 1 and consists of four different test cases with different radius  $R_0$  of the polymer centre blank. All the other geometric parameters shown in Figure 2 were kept at a constant value, namely, (i) the thickness  $t_0$  of the polymer centre blank, (ii) the initial inner radius and the outer radius  $R_{m0}$  of the metal ring blank, (iii) the thickness  $t_{m0}$  of the metal ring blank and (iv) the clearance  $j_c$  between the metal ring and the collar.



**Figure 7.** The tooling system utilized in the experiments.

- (a) The setup for performing coin minting;
- (b) The active tool components for performing the destructive push-out tests.

By changing the radius  $R_0$  it is possible to investigate the influence of the clearance  $j$  on the overall performance of the coin minting process. The work plan also allows identifying the



typical modes of deformation and investigating the relationship between the clearance  $j$  and the interference  $i$ .

The second type of tests were aimed at determining the maximum forces that are needed to push the polymer centres out of the metal rings (Figure 7b). This type of destructive tests was needed to validate the effectiveness of the mechanical joint resulting from the interface contact pressure between the polymer and the metal, after unloading.

The experiments performed in the first and second type of tests were carried out in the hydraulic testing machine that was utilized to perform the stack compression tests of PC and Cu75Ni25. A cross-head speed of 10 mm/min was employed.

The third type of tests was performed at the Portuguese state mint and made use of dies with reliefs and a collar with mills on its inner surface to validate the overall bi-material coin concept under industrial conditions.

## **RESULTS AND DISCUSSION**

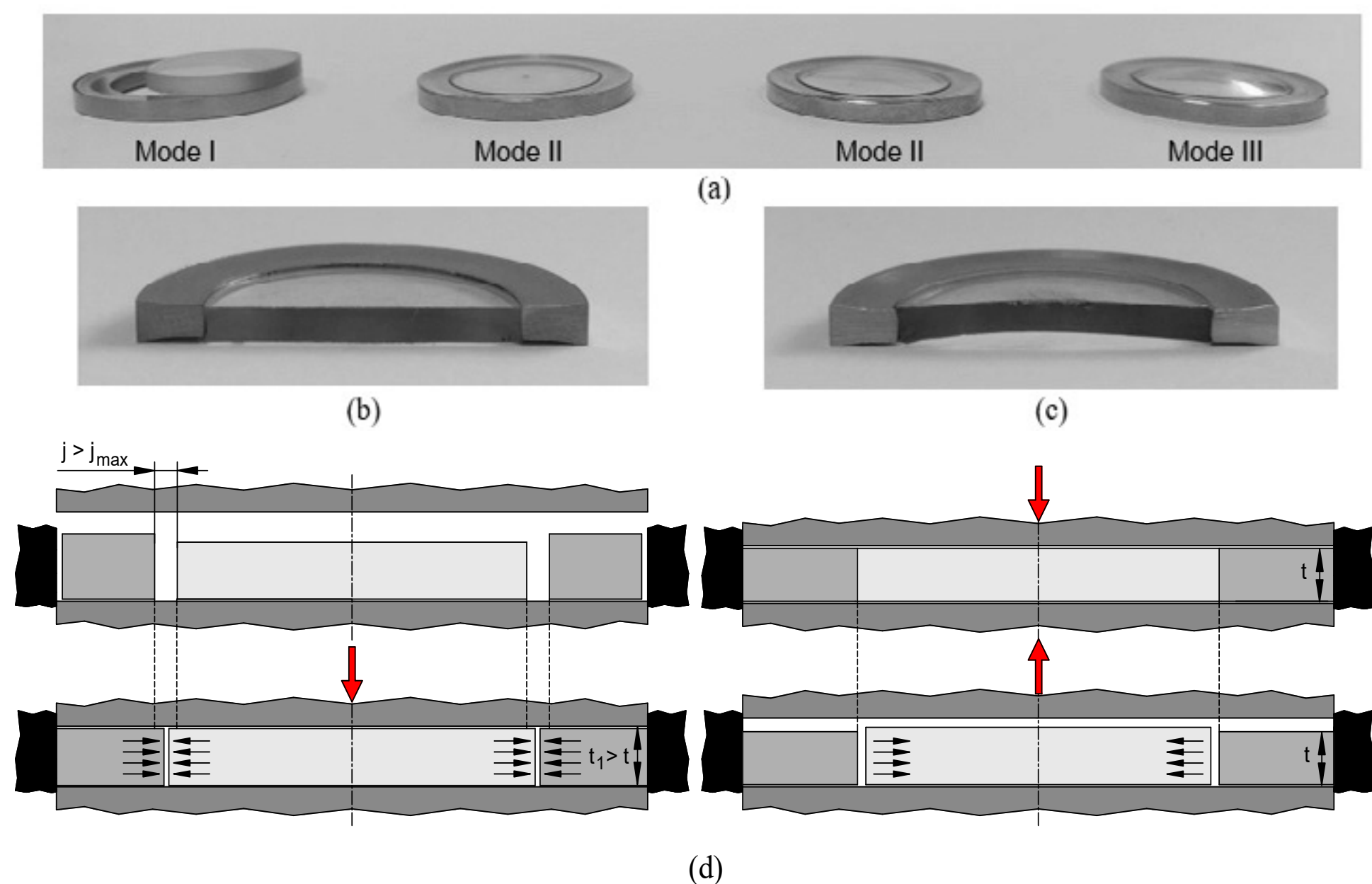
### ***Modes of deformation***

Figure 8 discloses the typical modes of deformation that were observed during the first type of tests. As seen, there are three different modes of deformation. When the clearance  $j$  between the polymer centre and the metal ring is larger than the maximum allowable clearance  $j_{max}$  there is no locking by interface contact pressure between the two parts. The resulting mode of deformation is designated as ‘mode I’ and the polymer centre remains separated from the metal ring after coin minting (refer to the leftmost coin (case 1) of Figure 8a).

The main reason behind the occurrence of deformation mode I for  $j > j_{max}$  is the contact between the reverse die and the polymer centre taking place before the contact between the metal ring and the polymer centre. Such inadequate contact sequence promotes elastic

recovery of the polymer centre towards the inner radius and, therefore, leads to separation of the two parts, after unloading (refer to the schematic drawing in Figure 8d).

A similar result occurs when the initial thickness  $t_0$  of the polymer centre is larger than the initial thickness  $t_{m0}$  of the metal ring because contact between the reverse die and the polymer centre would start before contact with the metal ring. As a result of this, the polymer centre would be forced to move outwards, which implied that during unloading it would reduce its diameter due to elastic recovery up to a point of separation from the metal ring.



**Figure 8.** Bi-material (polymer-metal) coin specimens after coin minting.

- (a) Modes of deformation (Mode I – Case 1, Mode II – Cases 2 and 3, Mode III – Case 4);
- (b) Cross section of case 2 of Table 1.
- (c) Cross section of case 4 of Table 1.
- (d) Schematic representation of material flow in deformation mode I.

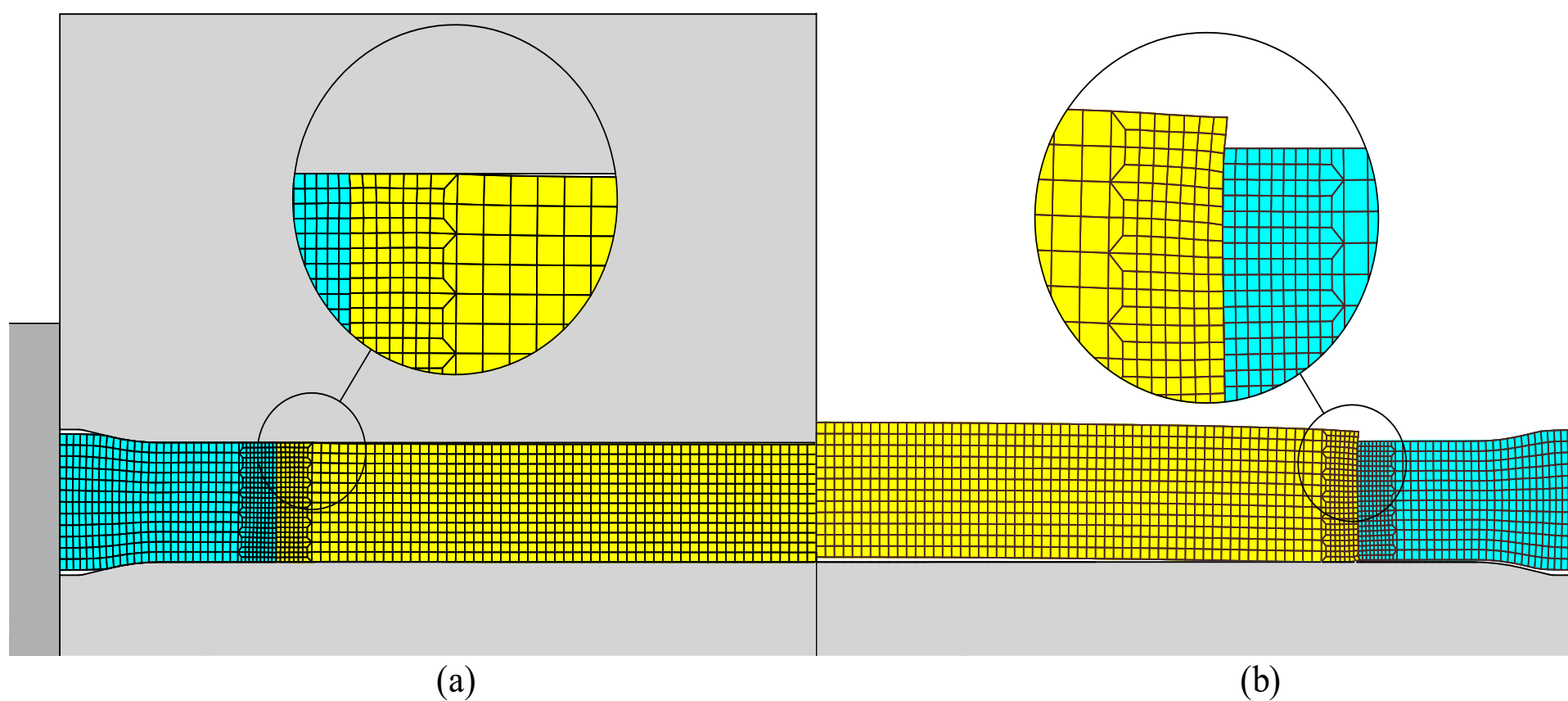
Sound bi-material coins are produced under deformation ‘mode II’, which requires the clearance  $j$  between the polymer centre and the metal ring to be within the



range  $j_{cr} < j < j_{max}$ . In mode II, the contact pressure between the two parts is appropriate and the resulting interference  $i$  is in the region of the process curve placed below the onset of plastic instability. Cases 2 and 3 of Figure 8a are good examples of sound bi-material coins. The cross-section detail of case 2 is shown in Figure 8b.

An inadmissible concave shape is triggered when the clearance  $j$  between the polymer centre and the metal ring is smaller than the critical clearance  $j_{cr}$  below which the polymer centre will buckle under uniform radial edge compression (due to excessive interference  $i$ ). This deformation mode is designated as ‘mode III’ and corresponds to case 4 (the rightmost coin of Figure 8a), and to the cross-section detail shown in Figure 8c.

Figure 9 shows the computed geometry of case 4 at the end of die stroke and after elastic unloading. As seen, finite element modelling predicts triggering of plastic instability at the polymer centre during coin minting (refer to the details included in Figure 9a) but the phenomenon is more easily observed after elastic unloading (Figure 9b).



**Figure 9.** Finite element simulation of case 4 of Table 1 (refer to Section 4).

- (a) Computed mesh at the end of die stroke with details showing the development of plastic instability;
- (b) Computed mesh after unloading.

As will be shown in the following sub-section, the coin corresponding to case 4 was designed with a clearance  $j$  and an interference  $i$  located in the region of the process curve above the onset of plastic instability (refer to Figure 4a).

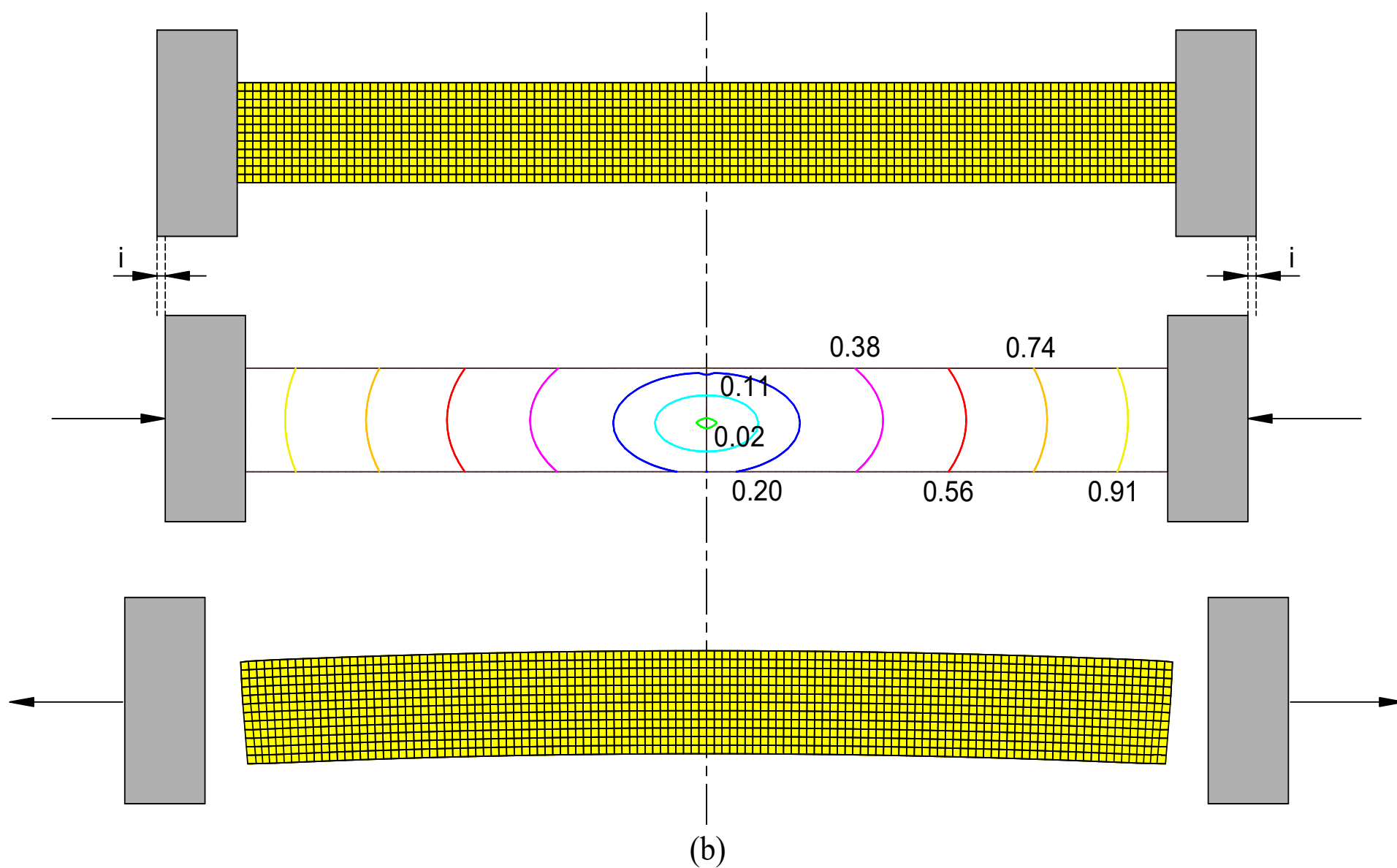
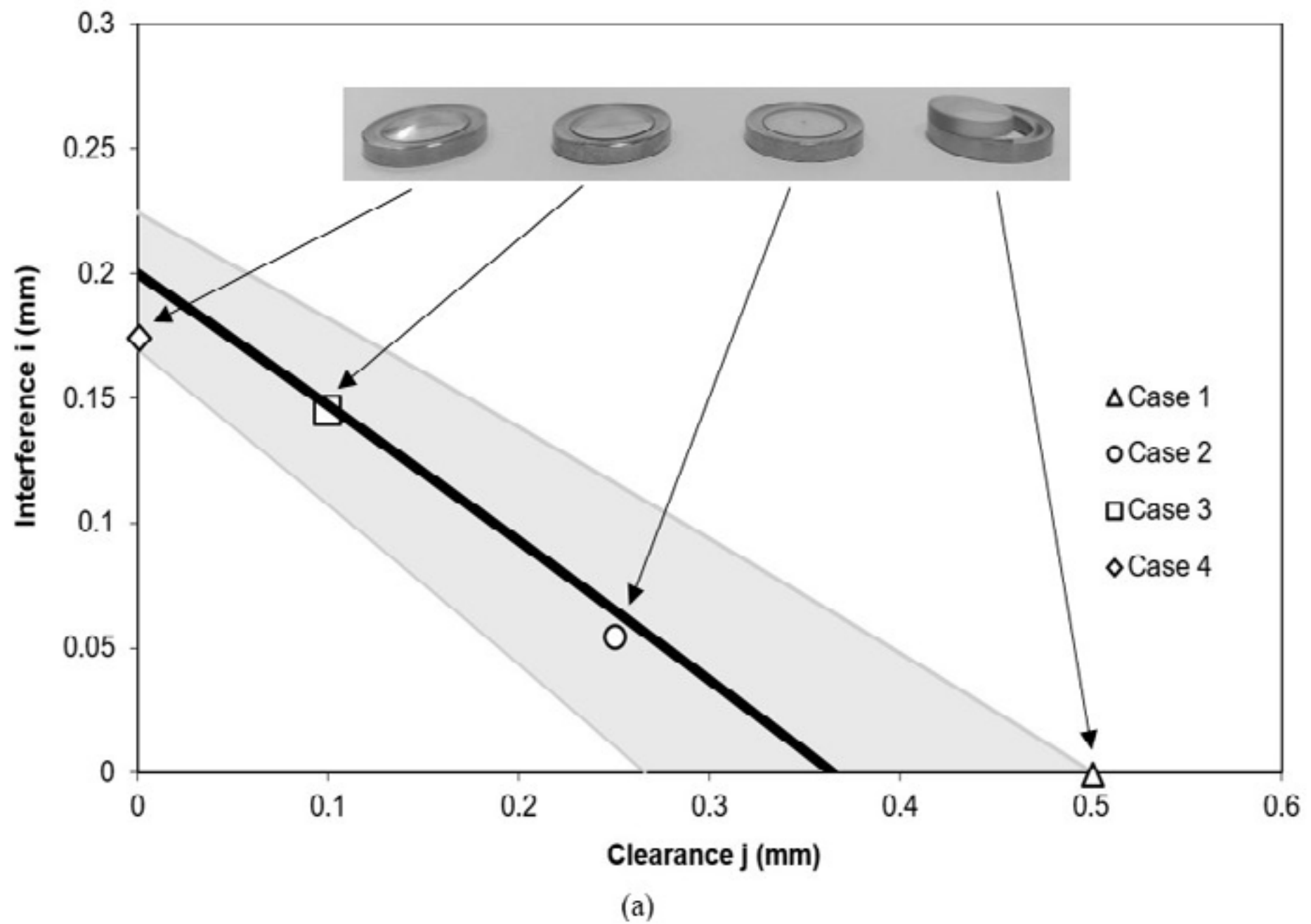
### ***Process curve***

Figure 10a shows the process curve relating the interference  $i$  with the initial clearance  $j$ . The curve was derived from the proposed analytical model (refer to Figure 4a) using the process parameters included in Table 1. The bounded grey area around the process curve accounts for the variations of  $R_0$  of cases 1 to 4 and the solid markers were obtained from the experimental measurements. The interference  $i$  was determined by subtracting the inner radius of the metal ring at the end of die stroke from the initial radius  $R_0$  of the polymer centre blank (refer to Figure 2).

A simple axisymmetric finite element model of the polymer centre corresponding to case 4 of Table 1 was subjected to uniform radial edge compression to observe the development of an asymmetric velocity field for a radial displacement equal to that of the interference  $i$ . The occurrence of a concave shape after unloading can be observed in Figure 10b.

Direct application of equation (10) for the process conditions of case 4 provide a value of effective strain  $\bar{\varepsilon} = 0.035$ , but the uncertainty regarding the process conditions in which plastic instability is triggered does not allow concluding that this value of effective strain is the critical effective strain  $\bar{\varepsilon}_{cr}$  at the onset of buckling. Still, the experimental observation of a concave shape after unloading is sufficient to prove that case 4 of Table 1 is in the region of the process curve above the critical values of clearance and interference  $(j_{cr}, i_{cr})$ .





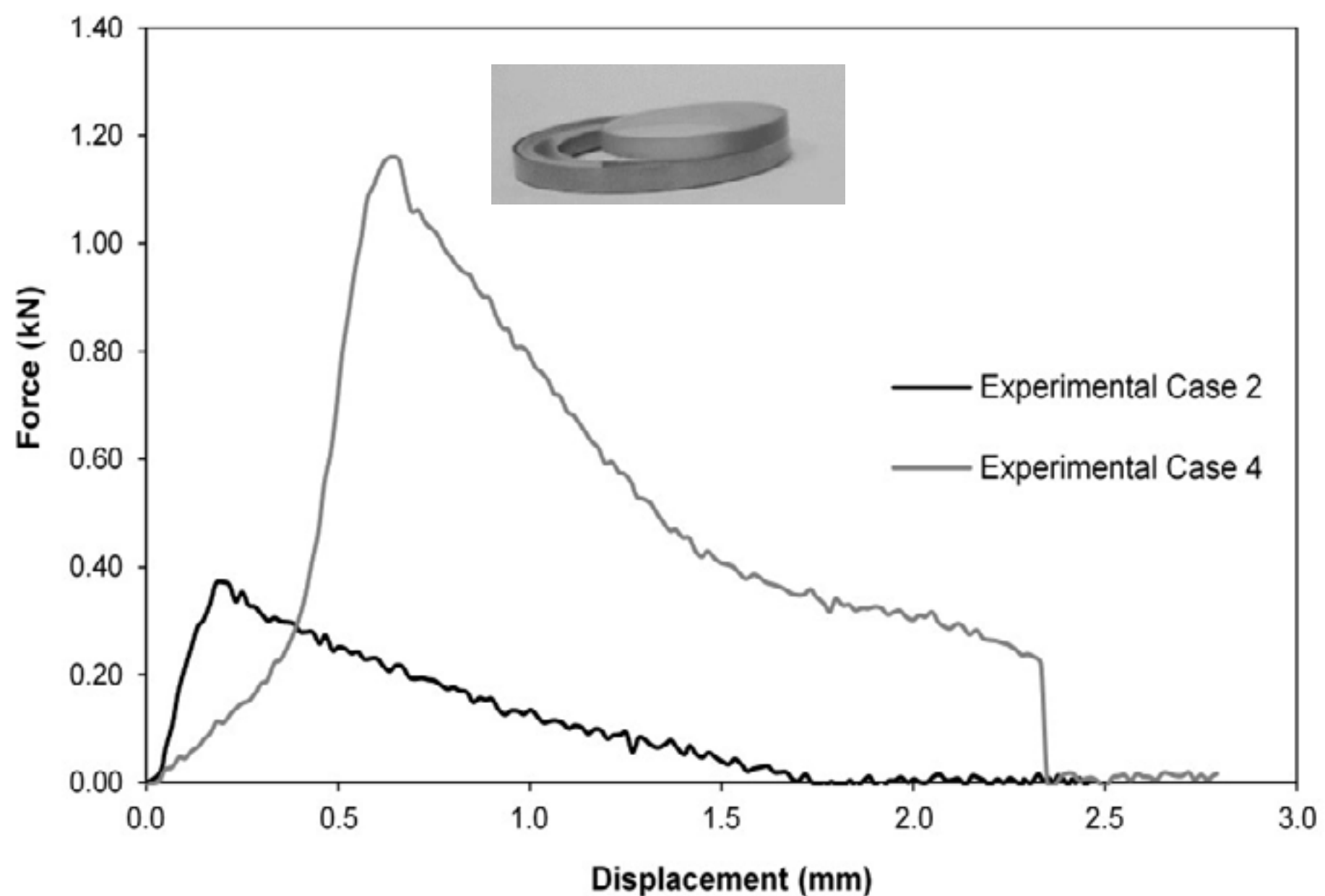
**Figure 10.** Coin minting of bi-material polymer-metal coins.

- (a) Process curve based on the analytical model and experimental measurements of cases 1 to 4 of Table 1;
- (b) Finite element modelling of the plastic instability by buckling of the polymer centre for case 4 of Table 1 with distribution of the normalized total velocity  $v_t/v_{die}$ .

### *Destructive tests*

Destructive tests aimed at pushing the polymer centre out of the metal ring were carried out by replacing the coin minting setup of Figure 7a by the shearing punch and die setup included in Figure 7b.

Figure 11 shows the experimental evolution of the push-out force with displacement for cases 2 and 4 of Table 1. Case 2 presents a steep rise of the force with displacement up to a maximum value beyond which the centre will start to be pushed out of the ring and the force will decay. By other hand, case 4 presents a similar trend with a less steep increase at the beginning of the test due to the concave profile of the polymer centre. Once the concave profile becomes flat due to unbending of the polymer centre back to its original shape, the force starts rising steeper.



**Figure 11.** Experimental evolution of force with displacement during the destructive push-out tests of cases 2 and 4 of Table 1.



### *Industrial coin minting tests*

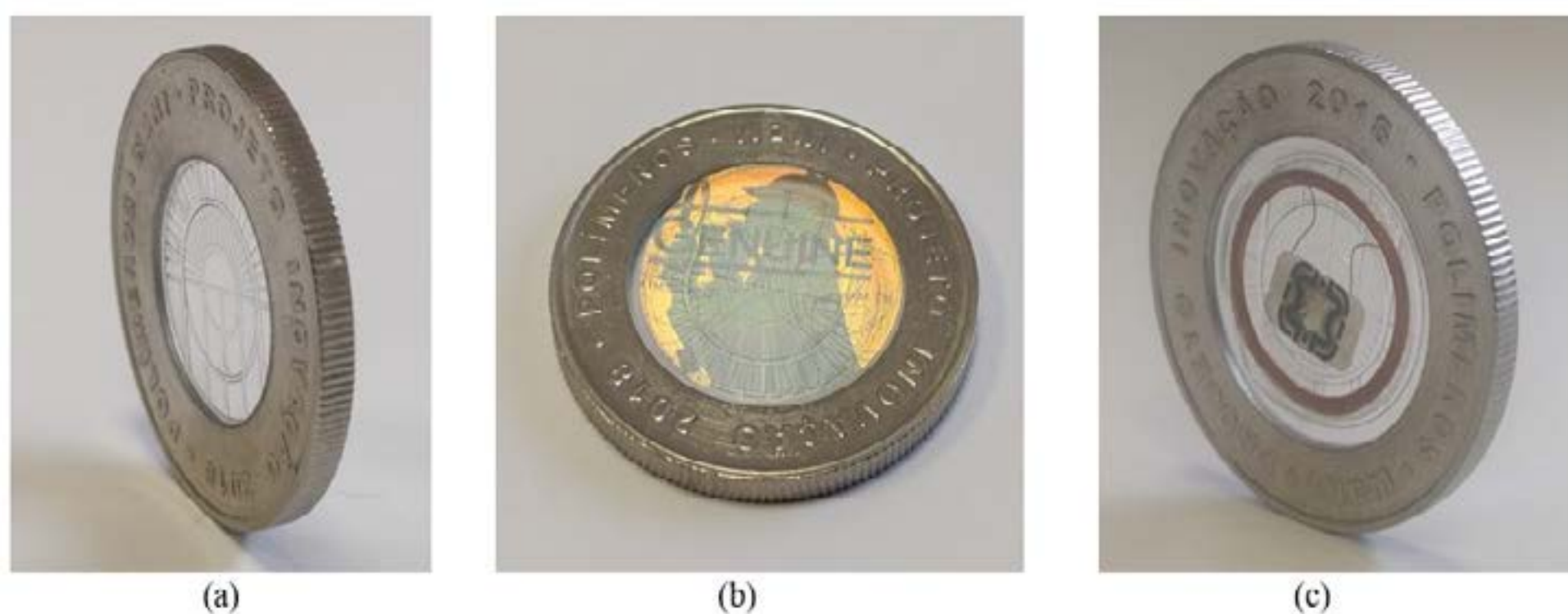
The last section of this paper shows three polymer-metal coin prototypes that were fabricated by the authors at the Portuguese state mint. The case shown in Figure 12a has a significant amount of reliefs imparted on the surface of the polymer centre.

By changing the colour of the polymer centre from transparent to coloured translucent and/or by including holographic images in laminated polymers like on Figure 12b, it is possible to generate new aesthetic effects in collection coins.

In addition to the aesthetic effects, the polymer-metal coin prototypes of Figures 12b and 12c also include advanced security features for high denomination collection coins.

Figure 12b contains a holographic image within the layers of the laminated polymer whereas Figure 12c discloses the idea of utilizing a polymer centre with an embedded RFID (radio-frequency identification) device.

All the test coins were successfully produced using the design methodology that was explained in the paper.



**Figure 12.** Prototypes of the new bi-material coin concept.

- (a) Transparent polymer centre with reliefs for producing new aesthetic solutions.
- (b) Polymer centre with holographic image for advanced security.
- (c) Polymer centre with an embedded RFID device for advanced security.

## CONCLUSIONS

This paper presents a new bi-material polymer-metal coin with a large area ratio between the polymer centre and the outer metal ring and high reliefs imparted on the surfaces of the polymer. The polymer centre and the outer metal ring are locked together during coin minting by interface contact pressure resulting from radial interference between the two parts.

The interference depends on the initial clearance and initial thicknesses between the polymer centre and metal ring, and the initial clearance between the outer metal ring and the collar. An analytical model is proposed for estimating the interference and the resulting interface contact pressure as a function of the above-mentioned geometric parameters. Absence of interference leads to separation of the two parts after coin minting while large interferences give rise to instability and buckling of the polymer centre.

From a manufacturing point of view the optimum design conditions correspond the utilization of a clearance  $j_{cr}$  between the metal ring and the collar that corresponds to the critical value of interference  $i_{cr}$  above which buckling will be triggered. This will ensure the maximum separation force between the polymer centre and the metal ring.

Experimental test cases confirm the effectiveness of the analytical model for designing the new type of coin and the destructive tests determined the maximum force that is needed to push the centre out of the ring. Prototype bi-material polymer-metal coins fabricated at the Portuguese state mint validated the overall concept in real industrial conditions.

## ACKNOWLEDGMENTS

The authors would like to acknowledge the support provided by the Portuguese Mint (INCM - Imprensa Nacional Casa da Moeda) and IDMEC under LAETA-UID/EMS/50022/2019.



## REFERENCES

1. Mint of Poland, 2016. <https://en.mennica.com.pl/about-us/news/news-details/mint-of-poland-star-of-COINS-2017>
2. German Central Bank, 2015. [https://www.bundesbank.de/Redaktion/DE/Themen/2016/2016\\_04\\_13\\_ausgabe\\_sammlermuenze.html](https://www.bundesbank.de/Redaktion/DE/Themen/2016/2016_04_13_ausgabe_sammlermuenze.html)
3. Kiran C. and Shaw M.C., Coining. *Annals of CIRP* 1983; 32: 151-154.
4. Delamare F. and Montmitonnet P., Mechanical analysis of coin striking: Application to the study of byzantine gold solidi minted in Constantinople and Carthage. *Journal of Mechanical Working Technology* 1984; 10: 253-271.
5. Brekelmans W.A.M., Mulders L.H.G. and Ramaekers J.A.H., The coining process: Analytical simulations evaluated. *Annals of CIRP* 1988; 37: 235-238.
6. Alexandrino P., Leitão P.J., Alves L.M. and Martins P.A.F., Finite element design procedure for correcting the die profiles. *Manufacturing Review* 2018 (accepted) <https://doi.org/10.1051/mfreview/2018007>.
7. Afonso R.M., Alves L.M., Martins P.A.F., Alexandrino P., Leitão P.J. and Silva F.M., *A two-sided flat product and its manufacturing process*. Provisional Patent Application 20181000035308, INPI – Instituto Nacional da Propriedade Industrial, Portugal, 2018.
8. Morse E.P. and Srinivasan V., Size tolerancing revisited: A basic notion and its evolution in standards. *Journal of Engineering Manufacture* 2013; 227: 662–671.
9. Lubliner J., *Plasticity theory*. McMillan, UK. 2006.
10. Nielsen C.V., Zhang W., Alves L.M., Bay N. and Martins P.A.F., *Modelling of thermo-electro-mechanical manufacturing processes with applications in metal forming and resistance welding*. Springer-Verlag, London, UK, 2013.
11. Alves M. L., Rodrigues J. M. C. and Martins P. A. F., Three-dimensional modelling of forging processes by the finite element flow formulation. *Journal of Engineering Manufacture* 2004; 218: 1695-1707.

## FIGURE CAPTIONS

**Figure 1.** (a) ‘Chinese Porcelain Vase Qing Dynasty’ coin<sup>1</sup>;  
(b) ‘Planet Earth’ coin<sup>2</sup>.

**Figure 2.** Schematic representation of the new proposed bi-material (polymer-metal) coin at the beginning (a) and at the end (b) of the die stroke with the notation utilized in the analytical model.

**Figure 3.** Types of failure resulting from the utilization of form-fit joints.

- (c) Cracking of the polymer centre;
- (d) Loosening due to recovery of the polymer centre after unloading.

**Figure 4.** (a) Process curve showing the interference  $i$  as a function of the clearance  $j$  between the polymer centre and the metal ring blanks.

- (b) Schematic representation of the plastic instability of the polymer centre under uniform radial edge compression.

**Figure 5.** Initial mesh utilized in the finite element simulation of case 4 of Table 1.

**Figure 6.** Stress-strain curves of polycarbonate (PC) and copper-nickel alloy (Cu75Ni25) determined by means of stack compression tests.

**Figure 7.** The tooling system utilized in the experiments.

- (c) The setup for performing coin minting;
- (d) The active tool components for performing the destructive push-out tests.

**Figure 8.** Bi-material (polymer-metal) coin specimens after coin minting.

- (e) Modes of deformation (Mode I – Case 1, Mode II – Cases 2 and 3, Mode III – Case 4);
- (f) Cross section of case 2 of Table 1.
- (g) Cross section of case 4 of Table 1.
- (h) Schematic representation of material flow in deformation mode I.

**Figure 9.** Finite element simulation of case 4 of Table 1.

- (a) Computed mesh at the end of die stroke with details showing the development of plastic instability;
- (b) Computed mesh after unloading.



**Figure 10.** Coin minting of bi-material polymer-metal coins.

- (c) Process curve based on the analytical model and experimental measurements of cases 1 to 4 of Table 1;
- (d) Finite element modelling of the plastic instability by buckling of the polymer centre for case 4 of Table 1 with distribution of the normalized total velocity  $v_t/v_{die}$ .

**Figure 11.** Experimental evolution of force with displacement during the destructive push-out tests of cases 2 and 4 of Table 1.

**Figure 12.** Prototypes of the new bi-material coin concept.

- (d) Transparent polymer centre with reliefs for producing new aesthetic solutions.
- (e) Polymer centre with holographic image for advanced security.
- (f) Polymer centre with an embedded RFID device for advanced security.

**Table 1.** Summary of the experimental conditions utilized in the first and second type of tests.



# 38<sup>th</sup> SENAFOR

22<sup>nd</sup> International Forging Conference - Brazil

8<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference/5<sup>th</sup> BrDDRG Congress

7<sup>th</sup> International Powder Metallurgy Conference Brazil

8<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energy

## Análise do Forjamento à quente de uma Flange seguido de Têmpera por meio do Método dos Elementos Finitos

Pedro Malaquias Araujo Stemler <sup>(1)</sup>  
Alisson Duarte da Silva <sup>(2)</sup>  
Maria Teresa Paulino Aguiar <sup>(3)</sup>  
Haroldo Béria Campos <sup>(4)</sup>  
Antônio Eustáquio de Melo Pertence <sup>(5)</sup>  
Paulo Roberto Cetlin <sup>(6)</sup>

### RESUMO

Os processos de conformação mecânica baseiam-se na aplicação de esforços mecânicos para alteração da forma do material. Entretanto, as propriedades obtidas após esse processamento podem não ser adequadas para a sua utilização. Neste caso é comum a utilização de tratamento térmico, em especial a têmpera, para aumento da resistência mecânica. Foram realizadas simulações computacionais utilizando-se do método dos elementos finitos do forjamento à quente de uma flange seguida de têmpera para melhorar o entendimento desse processo e avaliar a previsão da microestrutura e dureza final.

**Palavras Chave — Forjamento à Quente, Tratamento Térmico, Microestrutura, Dureza, Simulação Computacional**

### ABSTRACT

Metal forming processes involves changes in the material geometry through the application of loads. However, the part properties obtained after processing may not be adequate for its use. In such cases it is common to use further heat treatments, especially quenching, in order to increase, for example, its strength. Computational simulations using the finite element method were run for a hot forged and quenched flange. The simulations were run in order to reach a better understanding of the process and thus evaluate the obtained microstructure and hardness.

**Keywords — Hot Forging, Heat Treatment, Microstructure, Hardness, Computational Simulation**

<sup>(1)</sup> Mestrando em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, pedrostemler@ufmg.br

<sup>(2)</sup> Prof. Dr.; Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, alissonds@ufmg.br

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, teresa@ufmg.br

<sup>(4)</sup> Prof. Dr.; Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, beriacampos@ufmg.br

<sup>(5)</sup> Prof. Dr.; Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, pertence@demec.ufmg.br

<sup>(6)</sup> Prof. Dr.; Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, pcetlin@ufmg.br



## 1. INTRODUÇÃO

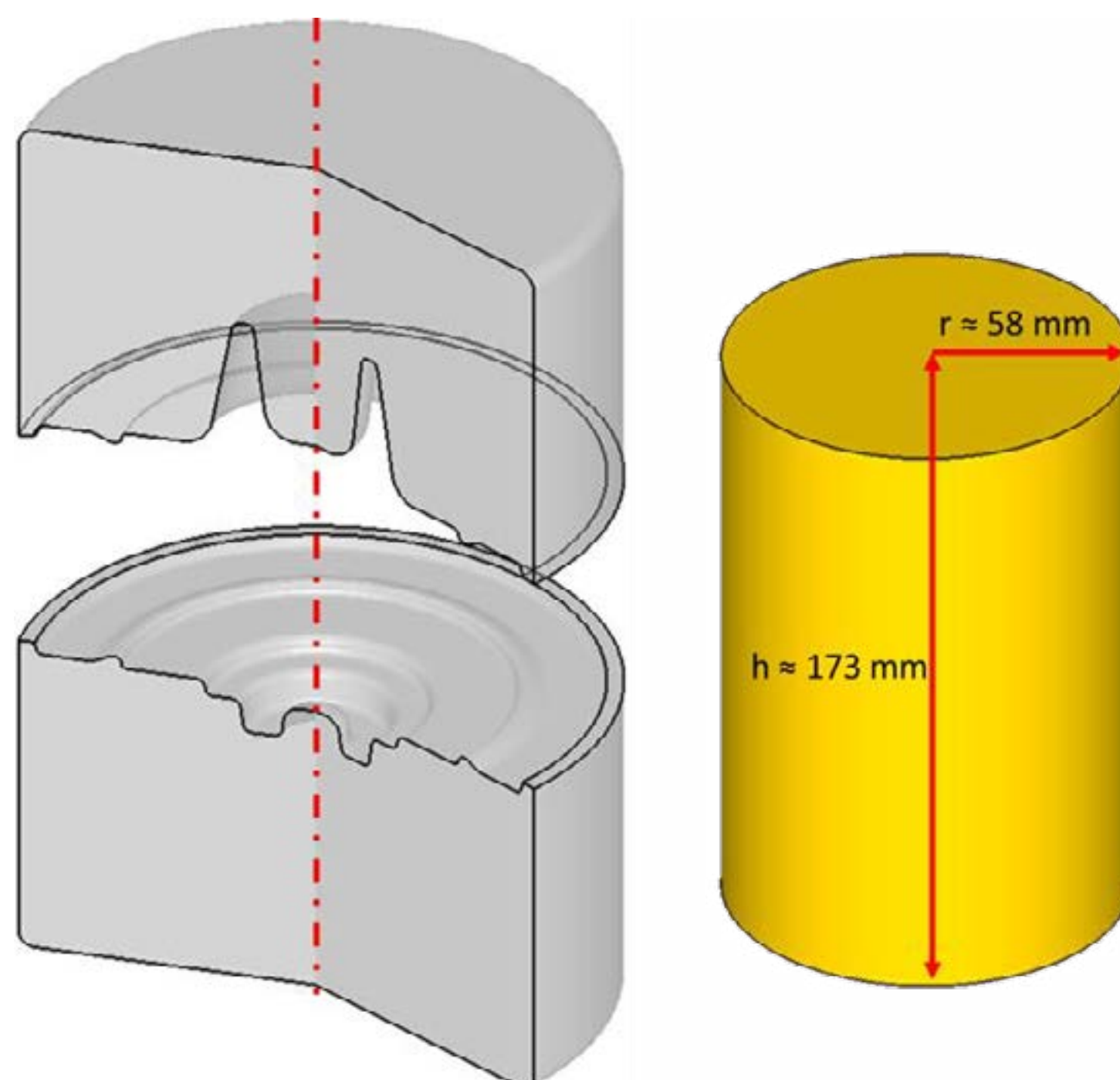
Processos de conformação mecânica vem sendo utilizados nos últimos séculos para a produção de produtos metálicos. Estes processos baseiam-se na alteração da forma do material através da deformação plástica, por meio da aplicação de esforços mecânicos. No entanto, muitas vezes as propriedades obtidas após este processamento não são adequadas para utilização da peça em serviço. Uma das maneiras de se adequar estas propriedades é por meio da utilização de tratamentos térmicos [1].

O tratamento térmico de aços consiste usualmente no resfriamento controlado de peças previamente austenitizadas, visando obter uma microestrutura final desejada. Dentre os tratamentos térmicos destaca-se a têmpera, onde a peça austenitizada é resfriada rapidamente de forma a se obter martensita como microestrutura final.

As propriedades da peça tratada termicamente dependem da microestrutura obtida, e sua previsão é de importância. No presente artigo serão realizadas simulações computacionais, utilizando-se do método dos elementos finitos através do software DEFORM 2D/3D, do forjamento de uma flange seguida do sua têmpera em óleo para avaliação da distribuição da microestrutura e da dureza obtidas na sua seção transversal

## 2. METODOLOGIA

Inicialmente realizou-se a simulação da operação de forjamento à quente da peça, onde a matriz empregada e o tarugo inicial podem ser observados na Figura 1.



**Figura 1:** Geometria da matriz e forjamento e do tarugo inicial

Tanto para a simulação de forjamento à quente quanto para a simulação de têmpera foi considerada a representação axissimétrica, que simplifica de maneira considerável os cálculos a serem realizados pelo software. Isso foi possível devido à simetria axial natural do processo. As matrizes de forjamento foram consideradas como objetos rígidos, ou seja, não se deformariam plástica ou elasticamente. Na simulação de forjamento não foi considerada a transferência de calor entre o tarugo e as ferramentas e entre o tarugo e o ambiente. O tarugo posicionado nas matrizes

bem como sua malha podem ser observados na Figura 2.

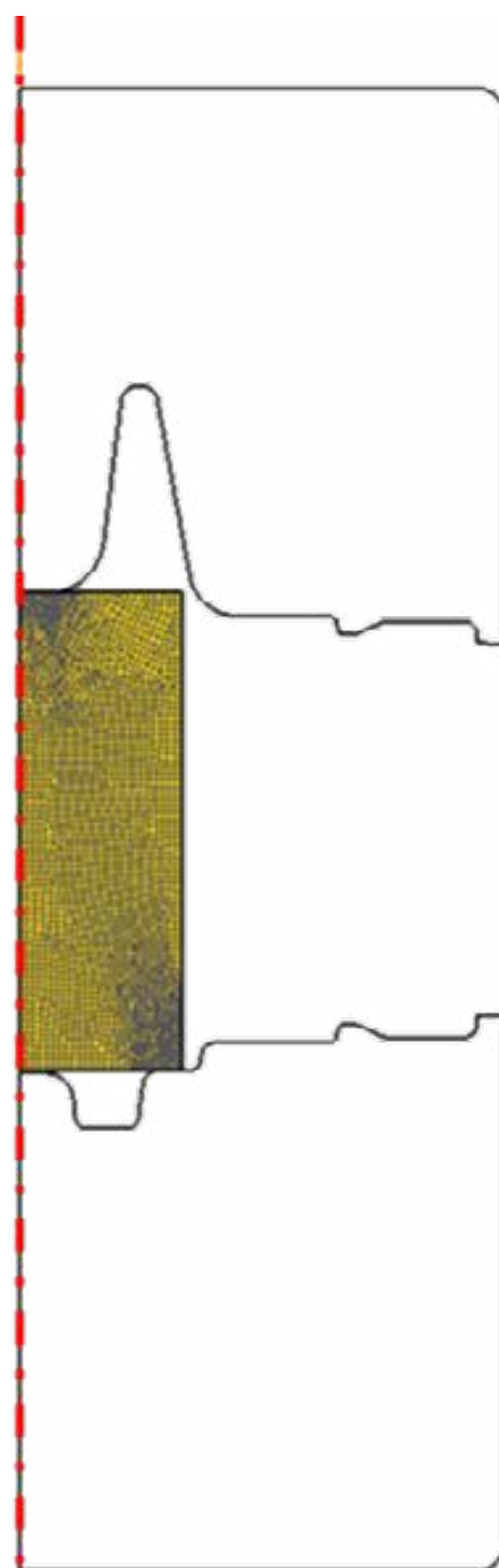


Figura 2: Malha e posicionamento do tarugo utilizados nas simulações

Para realização das simulações de forjamento foi considerado que o tarugo era constituído de um aço AISI3310 (1,52%Cr, 0,45%Mn, 0,03%Mo, 3,33Ni, 0,18%Si, 0,18%C, 0,11%P, 0,04%S e Bal. Fe) cujo comportamento mecânico a 950°C a diferentes taxas de deformação pode ser observado no gráfico da figura 3, obtido através do software JMatPro [2]. O software utilizado para as simulações de elementos finitos de forjamento e de tratamento térmico foi o DEFORM

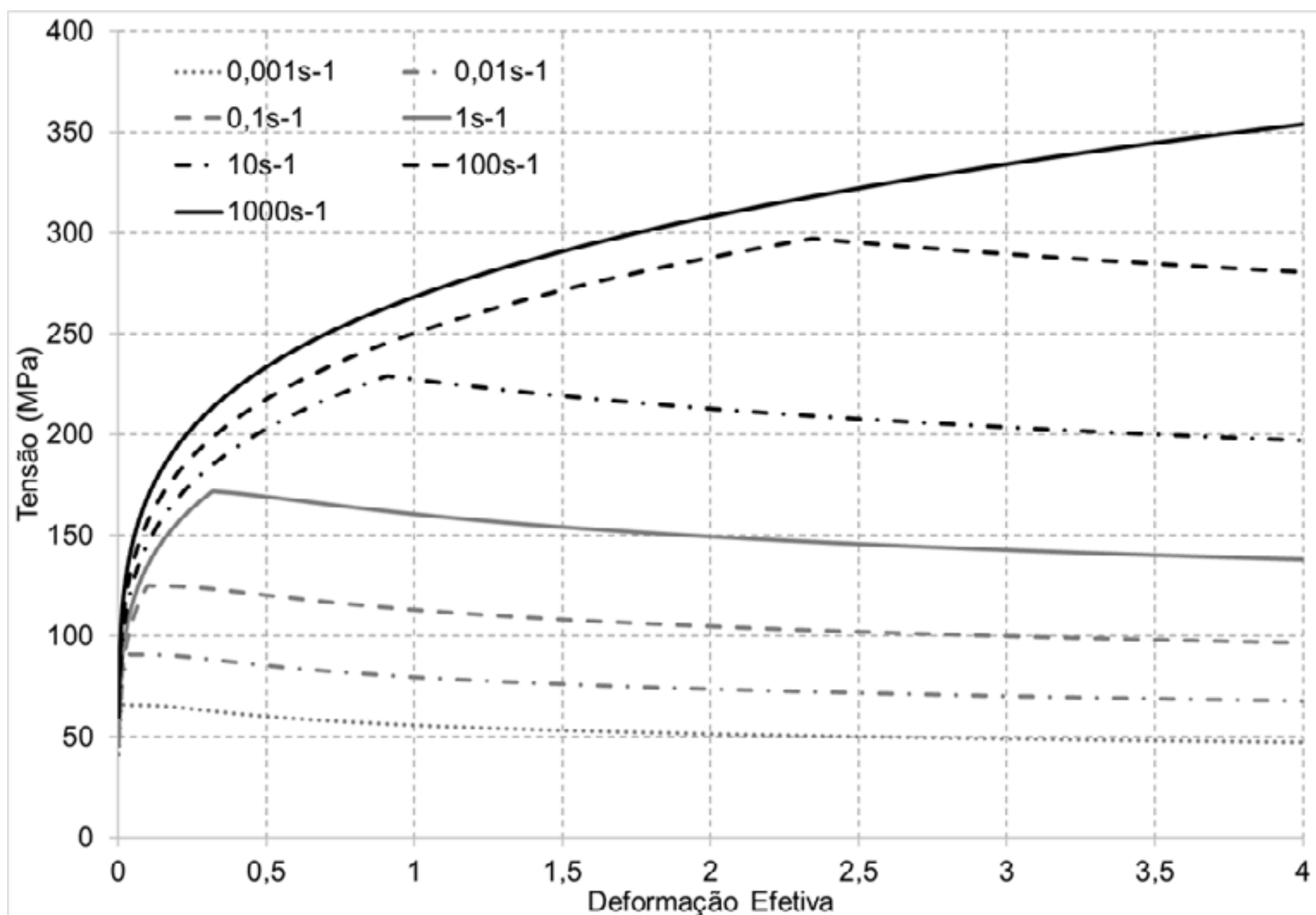
As condições de contorno utilizadas na simulação foram:

- Temperatura inicial do tarugo: 950°C
- Velocidade da matriz: 250mm/s
- Time step: 0,4mm/step para forjamento e 0,5s/step na têmpera, com variação máxima de 1°C por step
- Coeficiente de atrito shear: 0,3
- Densidade de malha: 0,35elementos/mm<sup>2</sup>

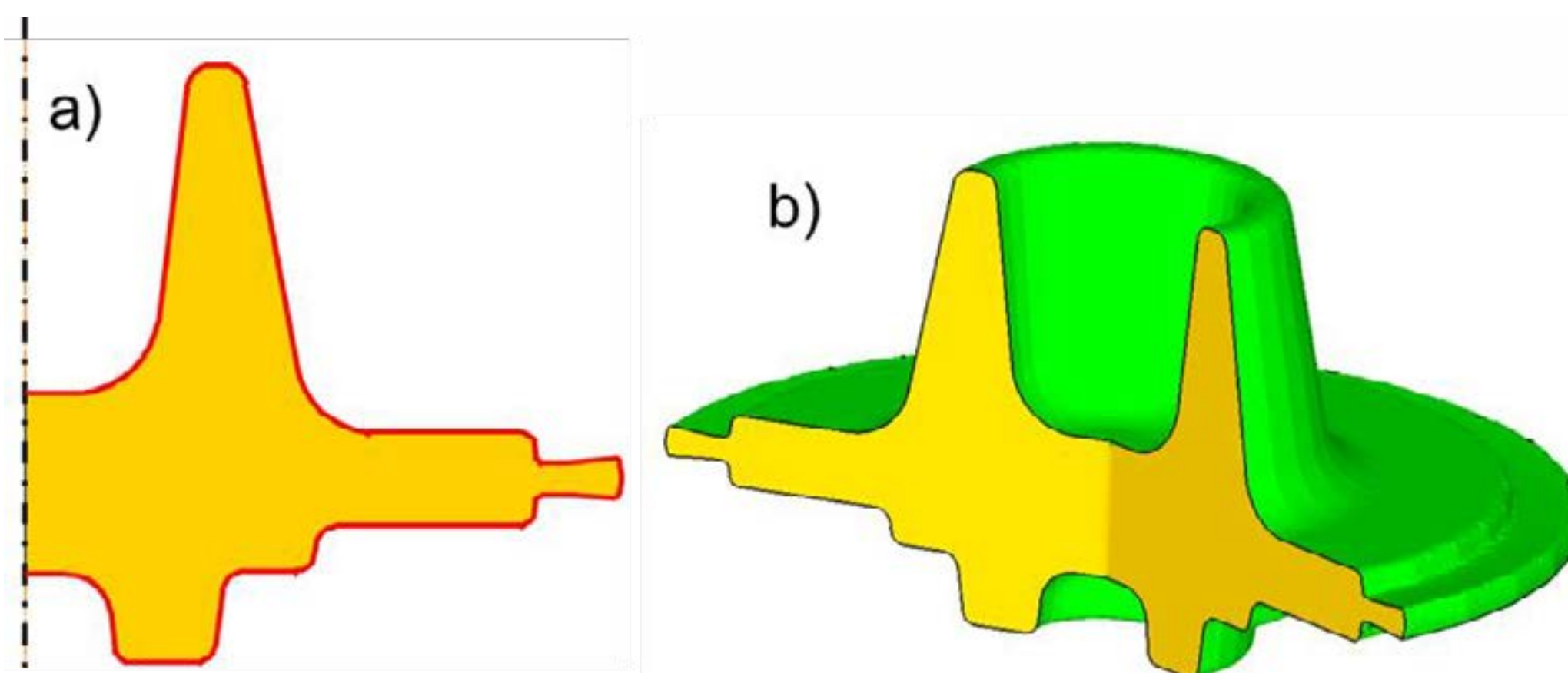
Terminada a simulação de forjamento a geometria da peça forjada foi utilizada como parâmetro de entrada para a simulação de têmpera. A geometria da peça ao final do forjamento bem como a superfície pela qual ocorrem as trocas térmicas com o ambiente podem observadas na Figura 4.

Para o cálculo das transformações de fase e para a previsão das propriedades térmicas e físicas de cada fase (Austenita, Ferrita, Perlita, Bainita e Martensita) em função da temperatura e da dureza de cada fase também foi utilizado o software JMatPro [2].



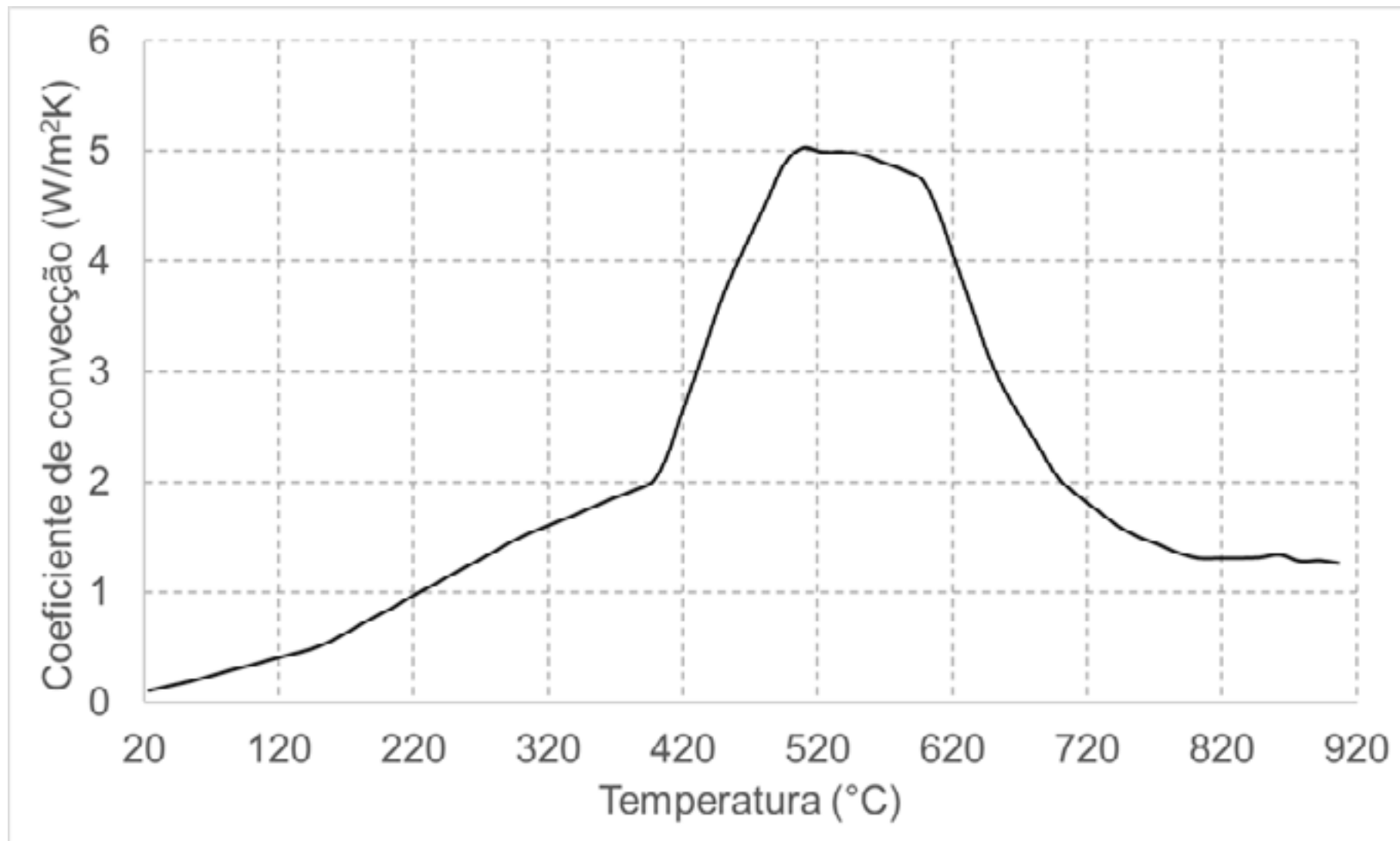


**Figura 3:** Curva de escoamento do aço AISI 3310 a 950°C para diferentes taxas de deformação [2]



**Figura 4:** a) Vista 2D da peça ao final do forjamento, a linha em vermelho representa a superfície pela qual ocorrem as trocas térmicas e b) Vista 3D da peça ao final do forjamento, a superfície em verde representa indica a superfície pela qual ocorrem as trocas térmicas

O meio de resfriamento utilizado foi um óleo que tem seu coeficiente de convecção com a peça em função da temperatura dado pela Figura 5.



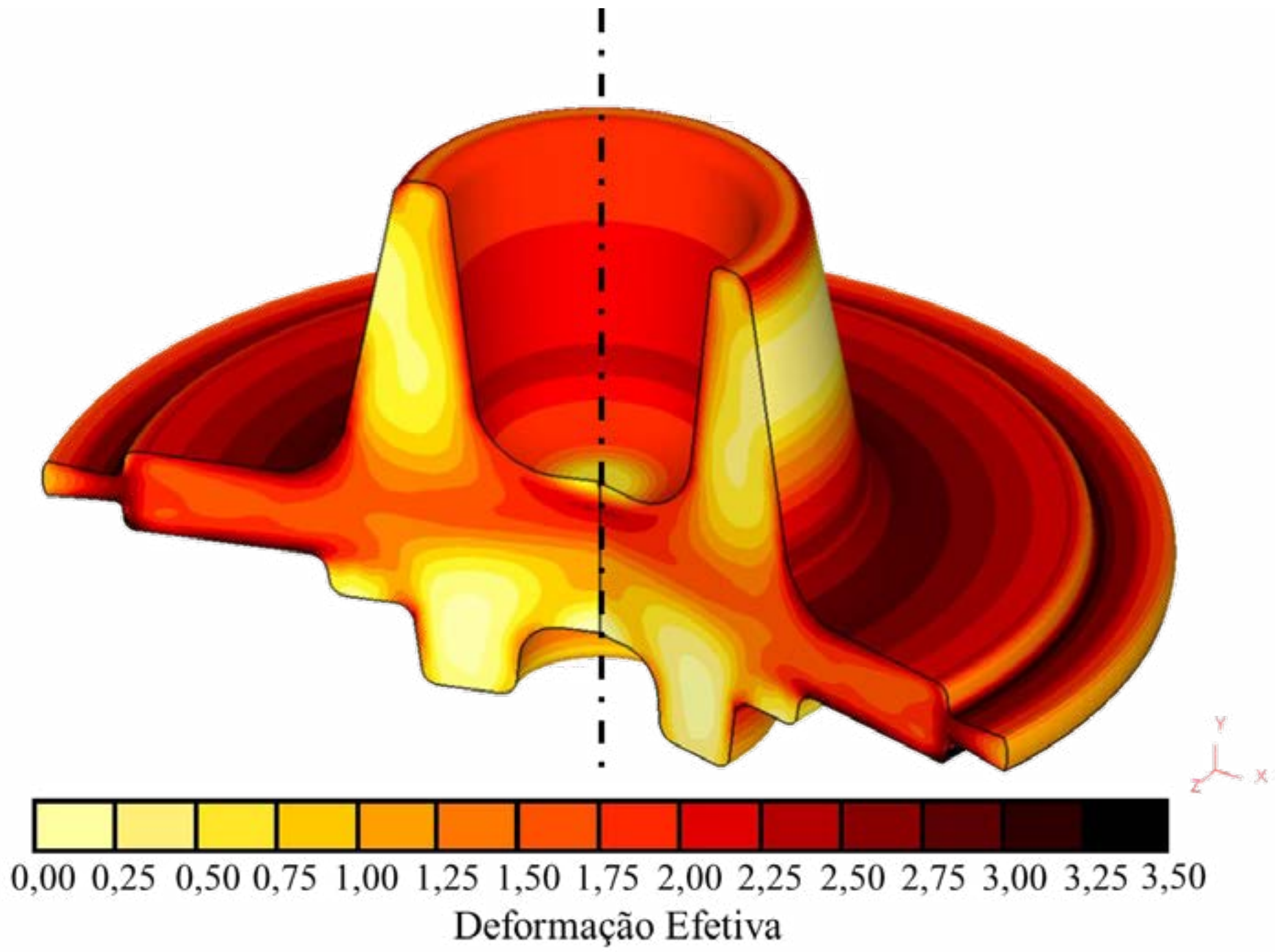
**Figura 5:** Coeficiente de convecção de um óleo em função da temperatura [3]

### 3.RESULTADOS E DISCUSSÃO

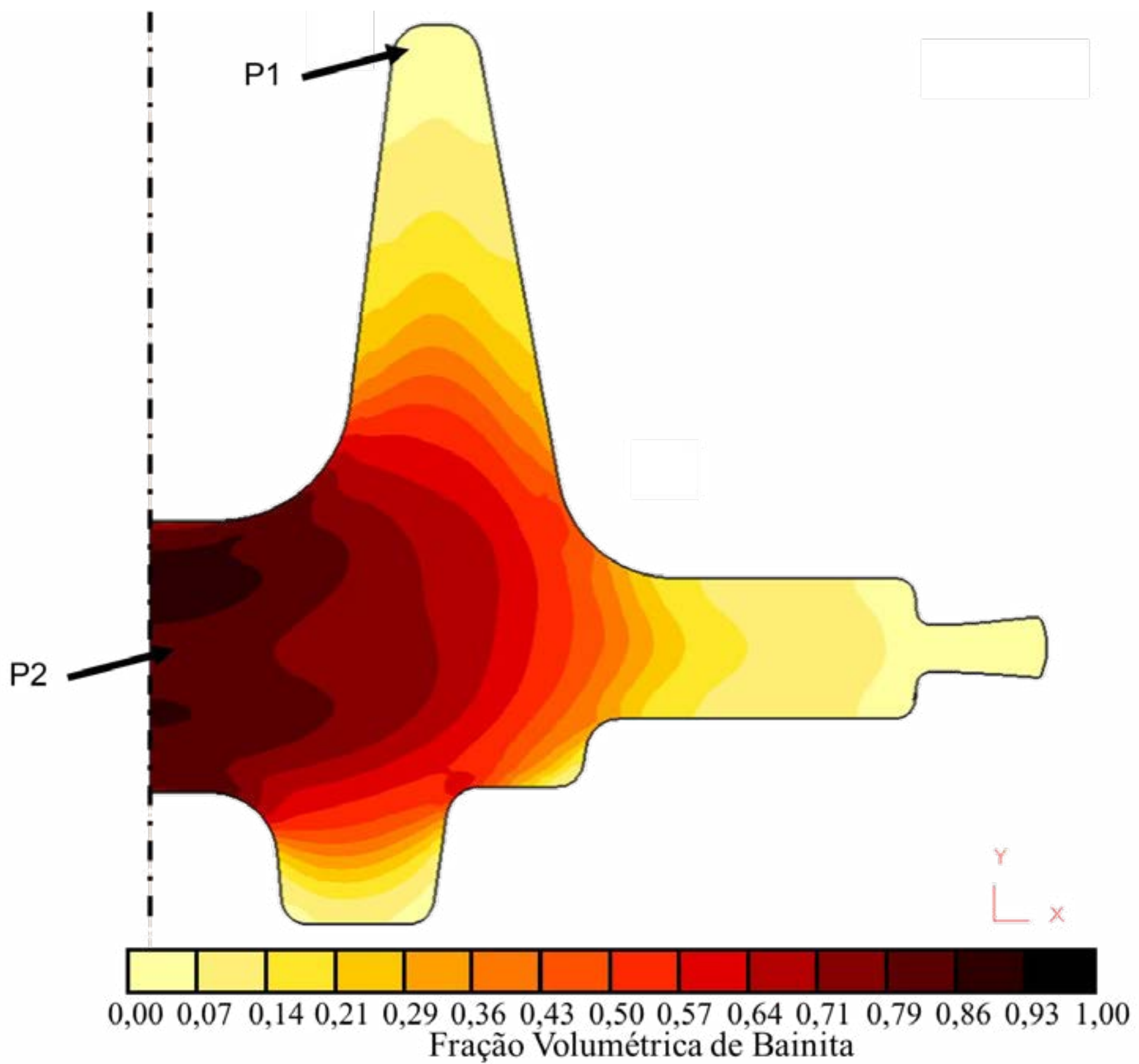
A distribuição de deformação na peça ao fim do forjamento a quente pode ser observada na Figura 6. Percebe-se pela análise da figura que a peça apresenta deformações efetivas desde 0,2 até 3,5, sendo que os maiores valores podem ser encontrados nas bordas da flange.

Feito o tratamento térmico da têmpera em óleo, analisou-se a microestrutura prevista pela simulação. As Figuras 7 e 8 mostram respectivamente a fração volumétrica de bainita e de martensita calculada pelo software. O software não previu a presença em quantidade significativa de ferrita, perlita e austenita retida. Como esperado, as regiões mais centrais da peça, ou seja, mais longe da superfície, apresentaram maior fração de bainita devido às menores taxas de resfriamento, enquanto as regiões mais próximas da superfície apresentaram maiores frações de martensita devido às maiores taxas de resfriamento.

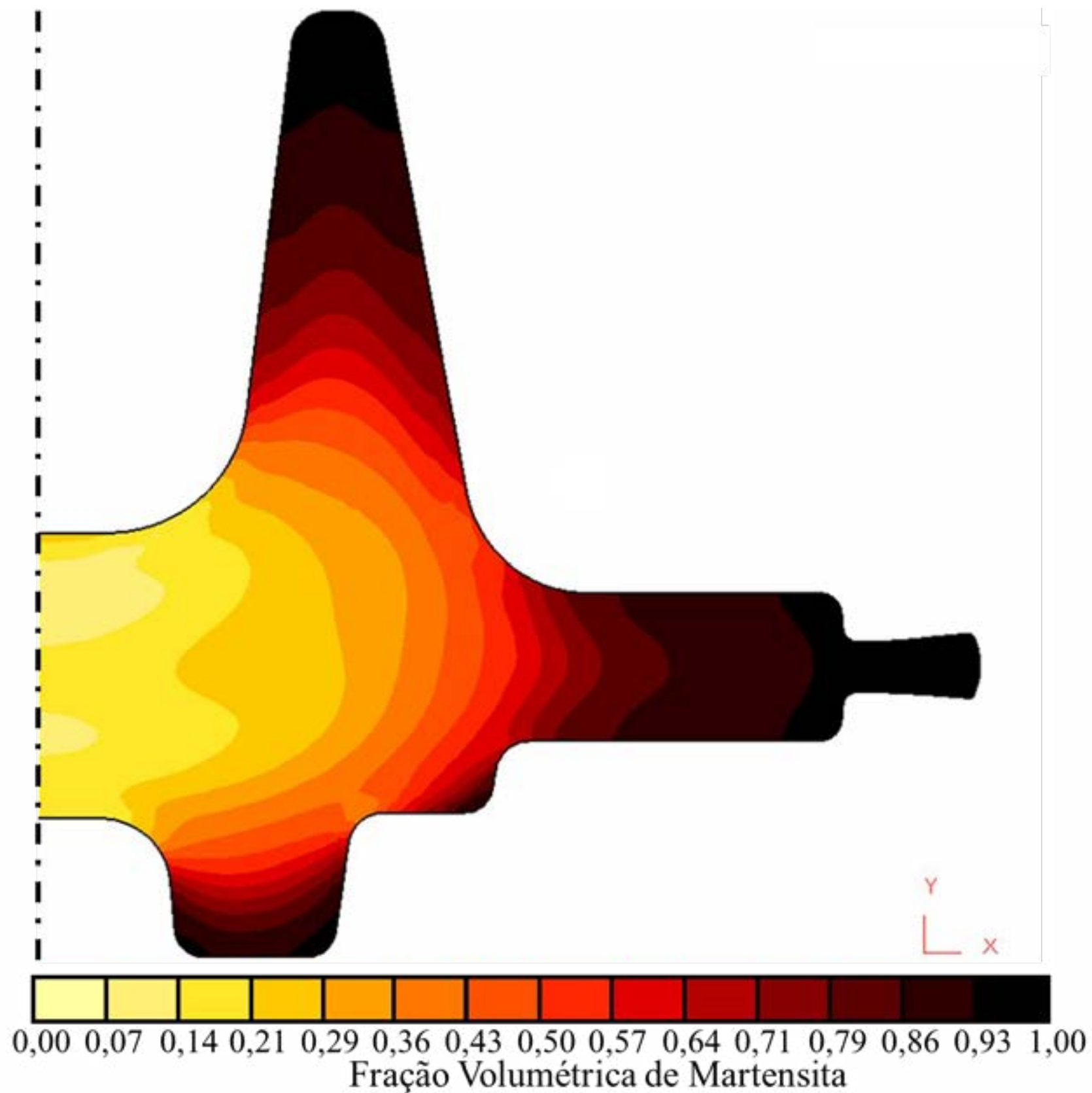




**Figura 6:** Distribuição de deformação da flange após a operação de forjamento



**Figura 7:** Fração volumétrica de bainita ao final do processo de têmpera em óleo

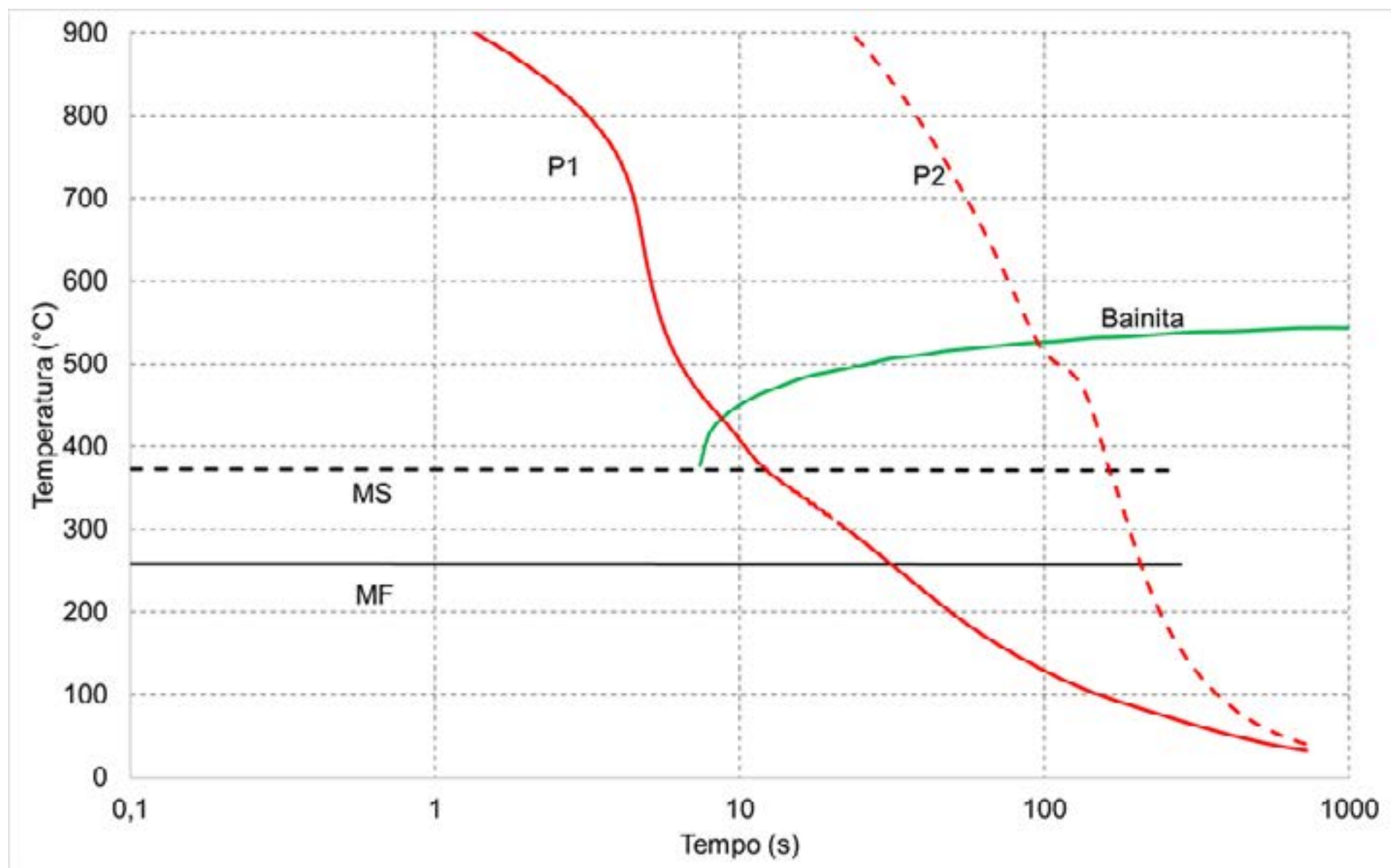


**Figura 8:** Fração volumétrica de martensita ao final do processo de têmpera em óleo

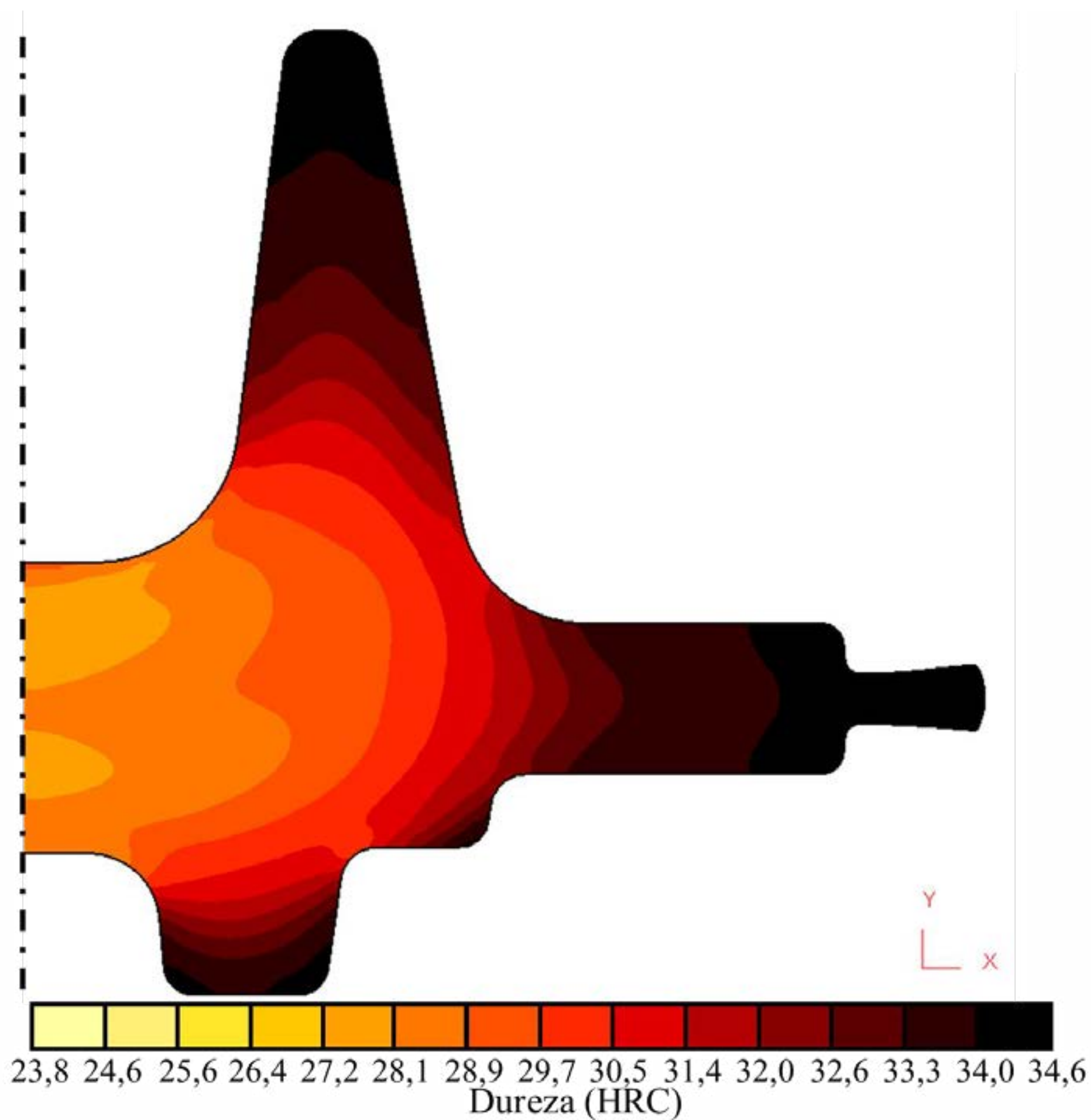
Além disso foi avaliada a variação de temperatura em dois pontos da peça, mostrados na Figura 7, durante a têmpera. O ponto P1, mais próximo da superfície, região rica em martensita e com maiores taxas de resfriamento, e o ponto P2 no centro da peça, região rica em bainita e com menores taxas de resfriamento. A variação de temperatura nos dois pontos foi sobreposta ao diagrama CCT e pode ser observada na Figura 9. A análise da figura mostra que os resultados obtidos pela simulação são coerentes com o diagrama CCT.

A Figura 10 mostra a distribuição de dureza Rockwell C calculada pelo software. Os valores de dureza encontrados também estão coerentes com os resultados microestruturais. As regiões que apresentam maior valor de dureza foram aquelas que apresentaram grande frações de martensita e maiores taxas de resfriamento.





**Figura 9:** Variação da temperatura nos pontos P1 e P2 sobreposto ao diagrama do CCT



**Figura 9:** Distribuição de dureza em uma na flange forjada após a tempera em óleo

#### 4. CONCLUSÕES

O processo de têmpera em óleo na flange não foi suficiente para obtenção de uma microestrutura final completamente martensítica. As regiões superficiais, exibindo maior taxa de resfriamento, apresentaram maior quantidade de martensita e maior dureza enquanto que as regiões mais internas apresentaram maior quantidade de bainita e conseqüentemente menor dureza. Ao se comparar o perfil de resfriamento de duas regiões na peça foi observado que os resultados obtidos pela simulação são condizentes com as fases esperadas pela análise do diagrama CCT.

#### AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o apoio continuado, ao longo das últimas décadas, da CAPES, CNPq, FAPEMIG, PPGEM/PROEX - UFMG (Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da UFMG) e PPGMEC/PROF-UFMG (Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFMG), às atividades desenvolvidas na área de fabricação por conformação mecânica.

#### REFERÊNCIAS

- [1] DA SILVA, A. D. et al. Distortion in quenching an AISI 4140 C-ring—Predictions and experiments. *Materials & Design*, v. 42, p. 55-61, 2012.
- [2] Sente Software Ltd., Surrey, United Kingdom
- [3] BROOKS, Brandon Elliott; BECKERMANN, Christoph. Prediction of heat treatment distortion of cast steel C-rings. 2007. Tese de Doutorado. University of Iowa.
- [4] KRAUSS, George. *Steels: processing, structure, and performance*. Asm International, 2015.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## FORGING TECHNOLOGY DESIGN BASED ON SIMULATION

<sup>1</sup>Stanislav Kanevskiy, Business Development Manager, QFX Simulations Ltd.

### ABSTRACT

The proper design of a versatile forging technology (consisting of several sequential operations) requires the experience and expertise of a highly qualified engineer. A trial-and-error approach to developing a non-defect (error-free technology) has long been the most widespread strategy in the industry. However, this method is fraught with disadvantages, principally the lengthy design time required before starting production, the high cost of necessary tool-related modifications after each trial, press wastage time spent for die changing, costly die modification (or even the creation of a new die), unwarranted time wasting by the engineers themselves, and other distracting negatives that are guaranteed to pop up here and there.

This paper is designed to illustrate the process and steps of modification of a forging technology which had a defect in its original design. A modern trial-and-error approach is described which is based on a computer simulation where all trials run on the computer without experiments being conducted in the forging shop. The FEM code QForm is used for technology verification. Such flaws as overlapping and a flow-through defect in the initial technology were thus modified. The special field for material flow surface defects 'Gartfield' was used to predict all of the defects. The modified technology was checked for Gartfield as well and further validated in real production.

**Key words — hot forging, blocker design, defects prediction, QForm, Gartfield**

### 1. INTRODUCTION

The design a forging technology capable of performing multiple operations requires considerable experience and exceptional knowledge on part of the engineer responsible for such innovation. Historically in the industry a trial-and-error approach has been most often employed as a means of designing forging technology. Gradually, however, it became apparent that this approach contains numerous disadvantages, such as the following: (1) long design time prior to the commencement production; (2) high cost due to tool modifications required after each trial; (3) press wastage time spent for die changing and other costs of die modification (or new die creation); (4) time wasting on part of the engineers; (5) various and sundry lesser but still counterproductive factors. But despite such obvious (and inevitable) drawbacks, this approach of forging technology design is the most commonly used by forging plants around the world. There are some other approaches which come to mind (but which are only sporadically employed due to their complexity) such as reverse simulation approach, Upper Bound Element Technique, the Fourier transformations method, and parametric optimization.

Nowadays more and more companies implement simulation software to decrease technology development time and the money wasting associated with the general trial-and-error approach. Implementation of forging simulation software helps to replace trials on the press by working it out in advance on a computer and running the actual technology only after a meticulous checking of the design.

---

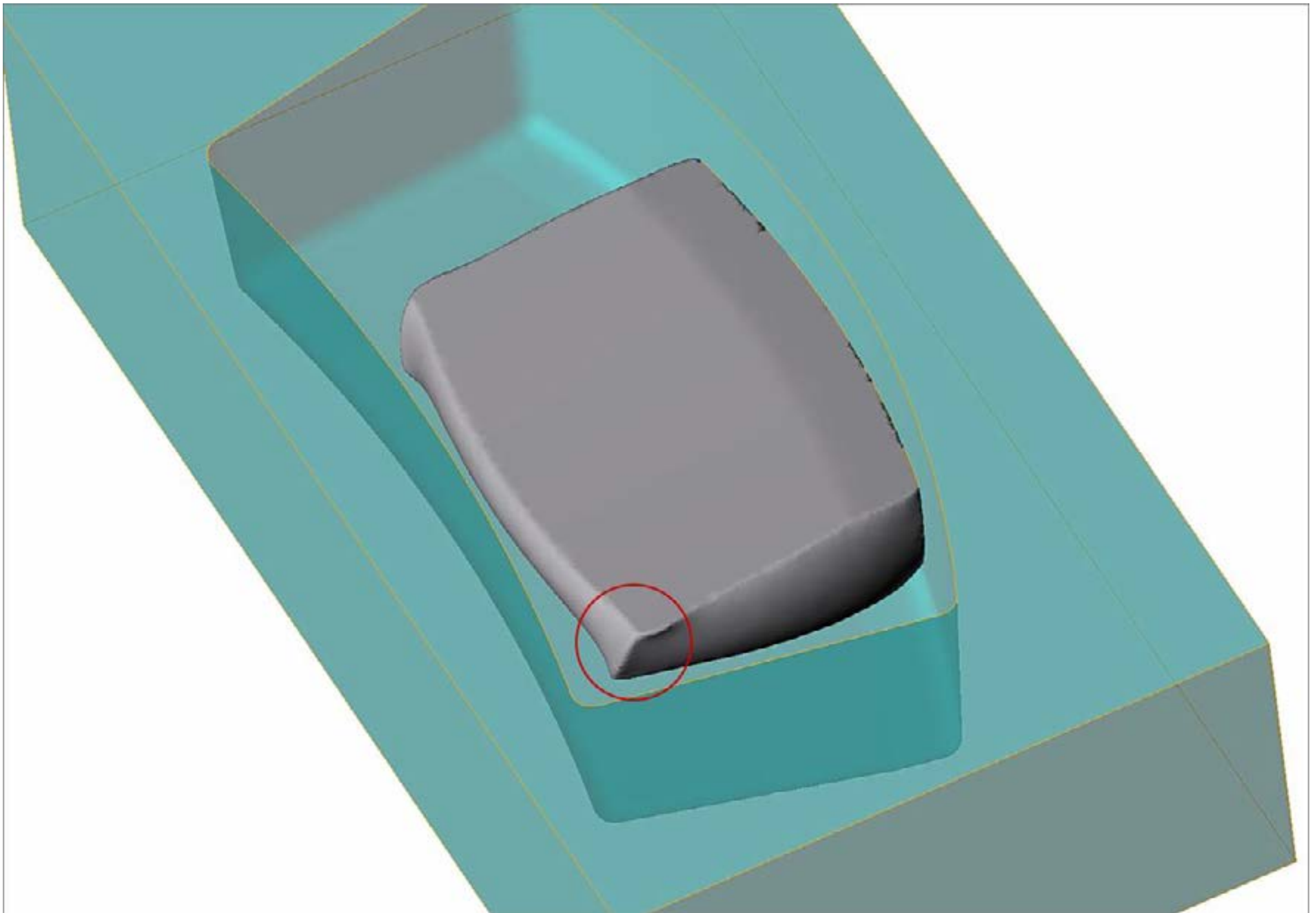
<sup>1</sup> Stanislav Kanevskiy, Business Development Manager, QFX Simulations Ltd.  
[forkanevskiy@gmail.com](mailto:forkanevskiy@gmail.com)

In this paper such a modern approach based on simulation in QForm software is shown, and where all of the modification steps of initial forging technology are described.

## 2. INITIAL TECHNOLOGY PROBLEMS

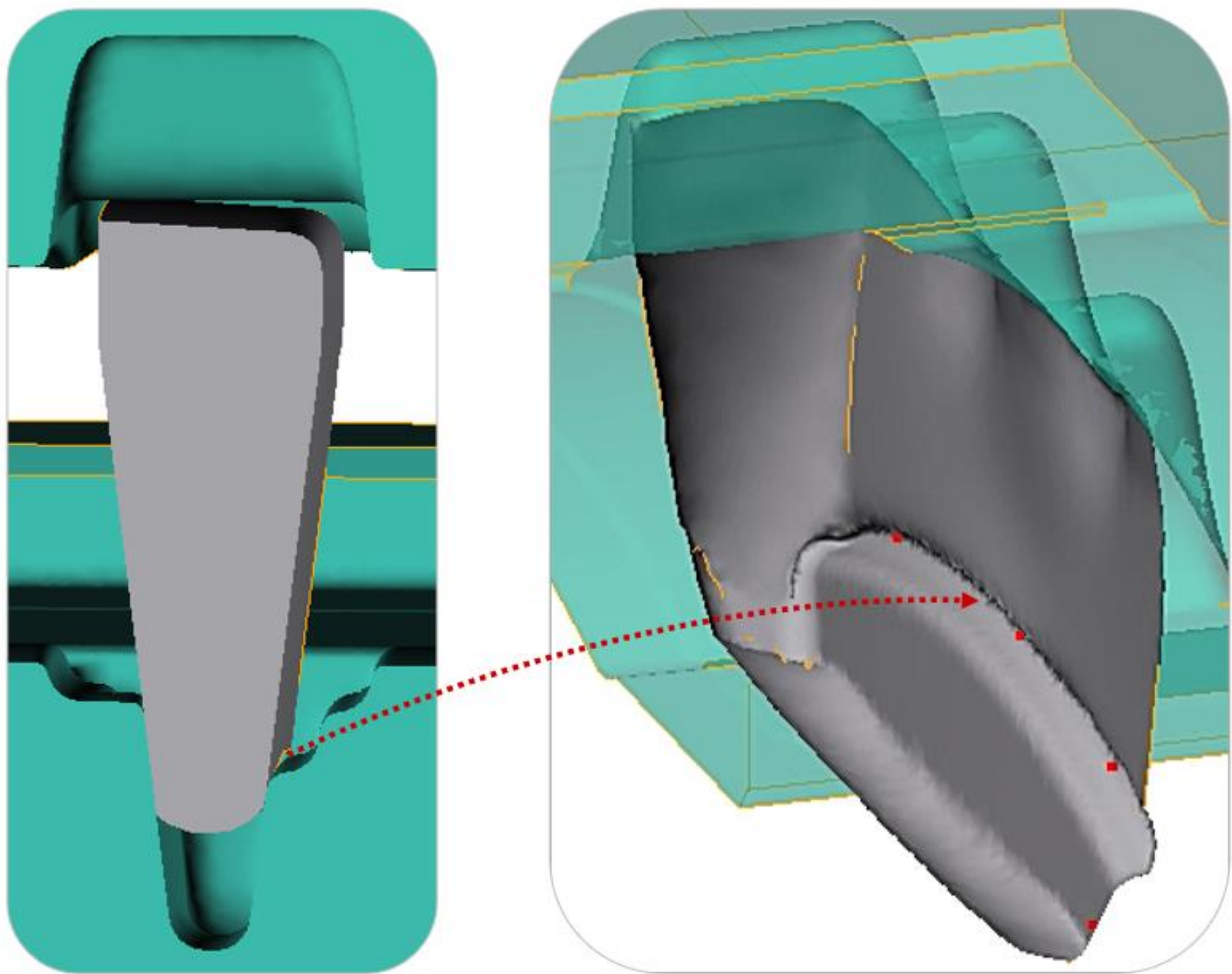
The initial forging technology consists of three forging operations, including upsetting with preforming, blocker and finisher. This first-level technology almost invariably leads to a few forging defects that appear in the upper, bottom and lateral forged part sides. In the bottom lateral side material overlapping frequently appears, while on the upper side of the forged part some flow-through defect consistently presents itself.

The initial technology analysis by means of simulation has shown that all laps and flow-through defects appear on the blocker operation. There are two problems actually. The first one is the shape of the lateral forged part side formed on the first upsetting operation (fig. 1). The second problem involves the incorrect height of the forged part from the first upsetting operation which in turns causes problems with positioning and therefore lap formation (fig. 2).

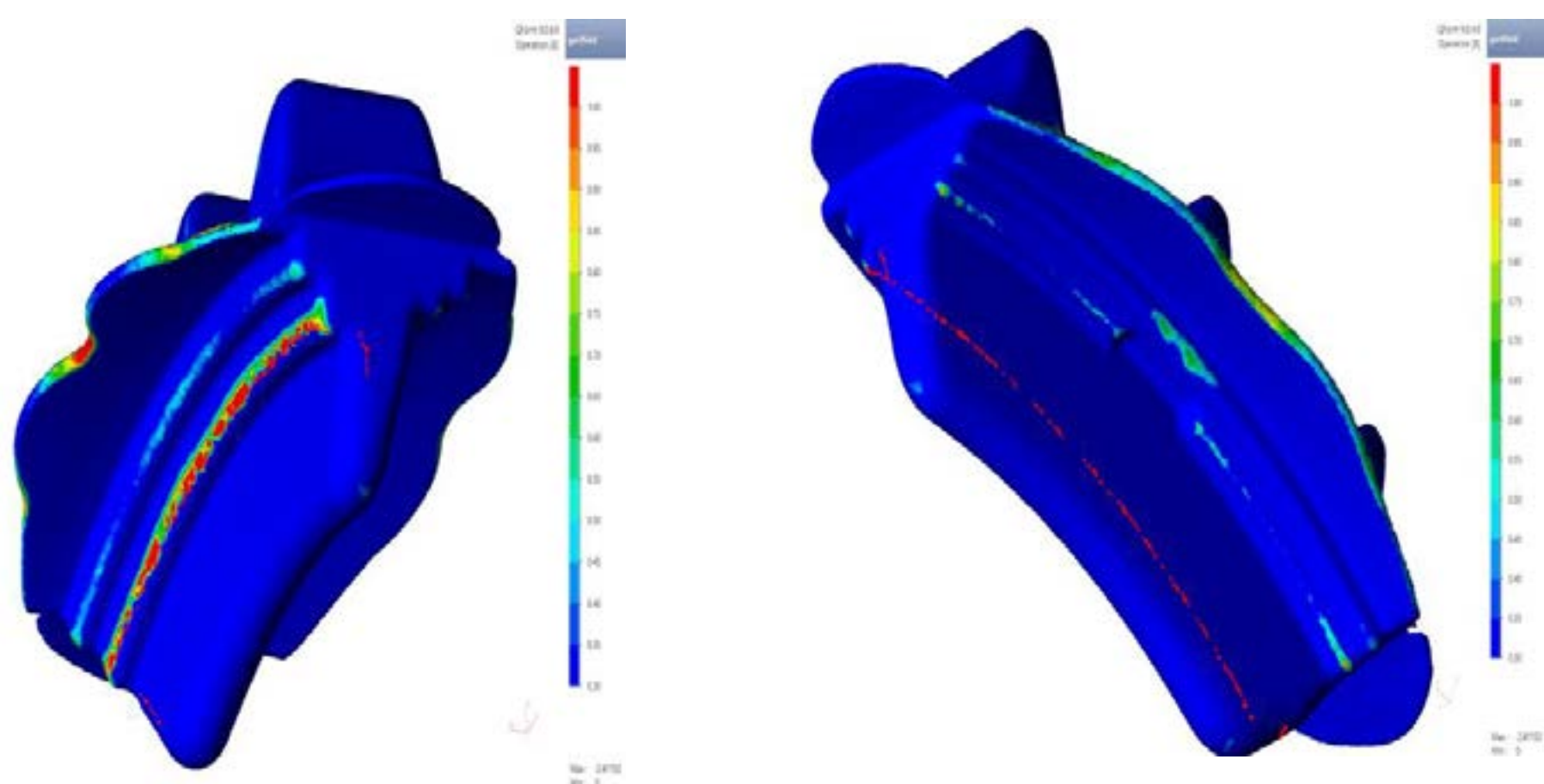


**Figure 1:** Problem





**Figure 2:** Lap formation due to incorrect upsetting height on the first operation



**Figure 3:** Material flow surface defect indicated by Gartfield

### 3. TECHNOLOGY OPTIMIZATION

The design of preliminary forging operations is a key aspect in the development of hot bulk forging processes. The right design of preliminary forging operations and blockers enables full die cavity filling without the formation of any forging defects. Moreover, the better the design of blocker, the less die wear and forging load, resulting in a longer die life. There are a few methods of such forging technologies design (which consist of more than one operation).

For example, Brukhanov and Rebelski's methodology [1] is widely used for design of hammer forging processes for parts with elongated axes. But this methodology cannot be implemented for end-face

forging. There are a few methodologies based on empirical approaches using formalization of forging technology design [2, 3, 4], backward simulation with using UBET (Upper Bound Elemental Technique) and its modifications [6, 5]. There are some works describing optimization with using different criteria based on finite element method (FEM) simulations [7, 8, 9]. Also, there is an interesting work describing a methodology of blocker design based on direct and backward Fourier transformations [10].

Another approach has as its foundation the ideas of the electrostatic analogy [11], but this approach requires some automatization tools and still a lot more research in this field is needed to obtain universal methodology of blockers design.

All of these approaches are quite complicated, time consuming and require elaborate calculations which as yet lack automation.

In the industry the so-called trial-and-error approach is the most popular one for the design of forging technology. But such approach consumes an enormous amount of time and money inasmuch as real experiments must be conducted. In this paper that traditional approach has been taken but modernized with the help of simulation in QForm finite element software; consequently, all experiments were carried out on the computer. Such an approach provides a number of benefits such as less time consumption, no die machining required, plus the provision of more tools for technology analysis compared to the drudgery of long, drawn-out traditional experimentation.

Accordingly, we find below a description of modern trial-and-error approach made on a real forging example.

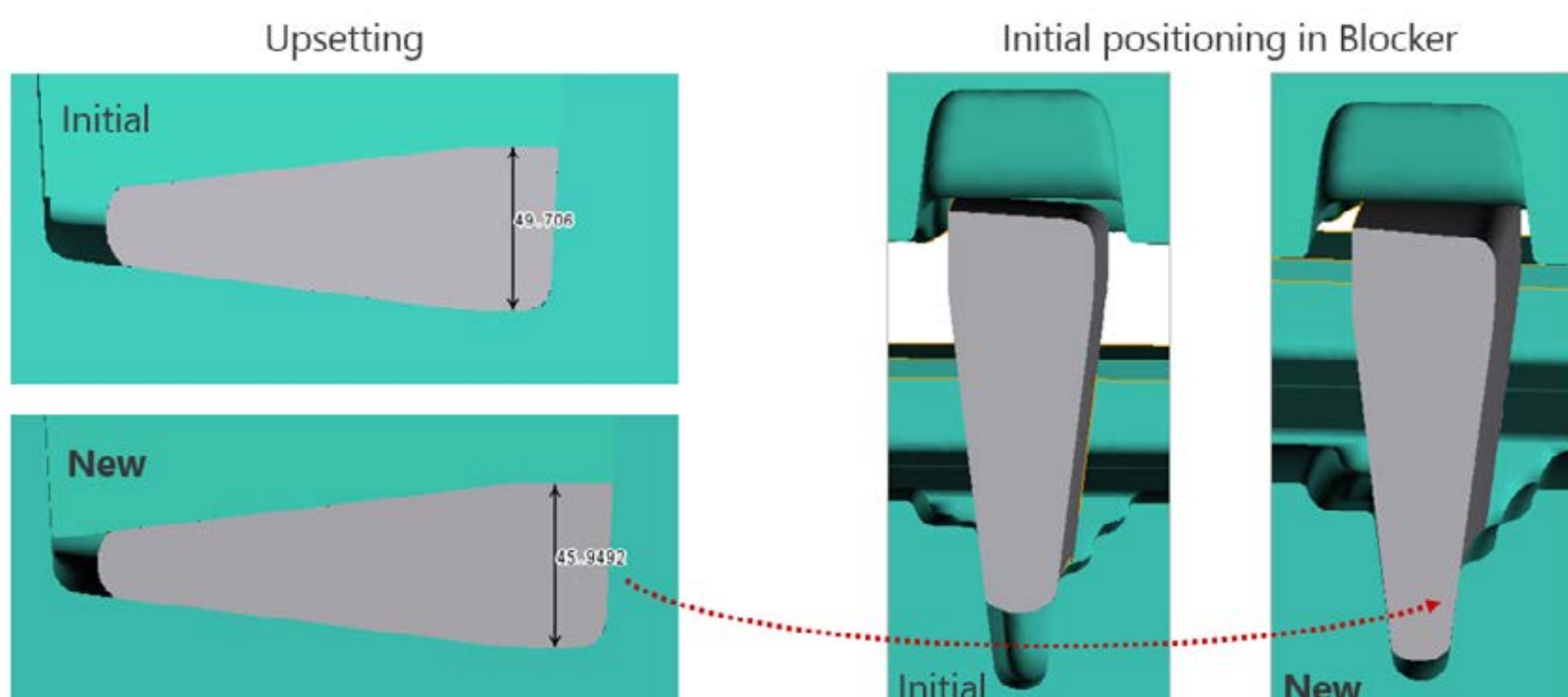
### 3.1 First iteration

According to the simulation results in QForm software we have identified that all forging defects appear on the second operation. So, there are three ways to get rid of the defects:

- Change only the second operation
- Change only the first operation
- Change the both the first and second operations

As was demonstrated earlier in Figure 2, it is difficult to place a workpiece to the die cavity on the second operation. Moreover, such positioning causes a lap formation. Logically, therefore, we can simply decrease the final distance between tools on the first operation to achieve complete placing of the workpiece in the bottom die cavity.

Thus, by decreasing the final distance between dies, we achieve the good positioning shown in Figure 4.

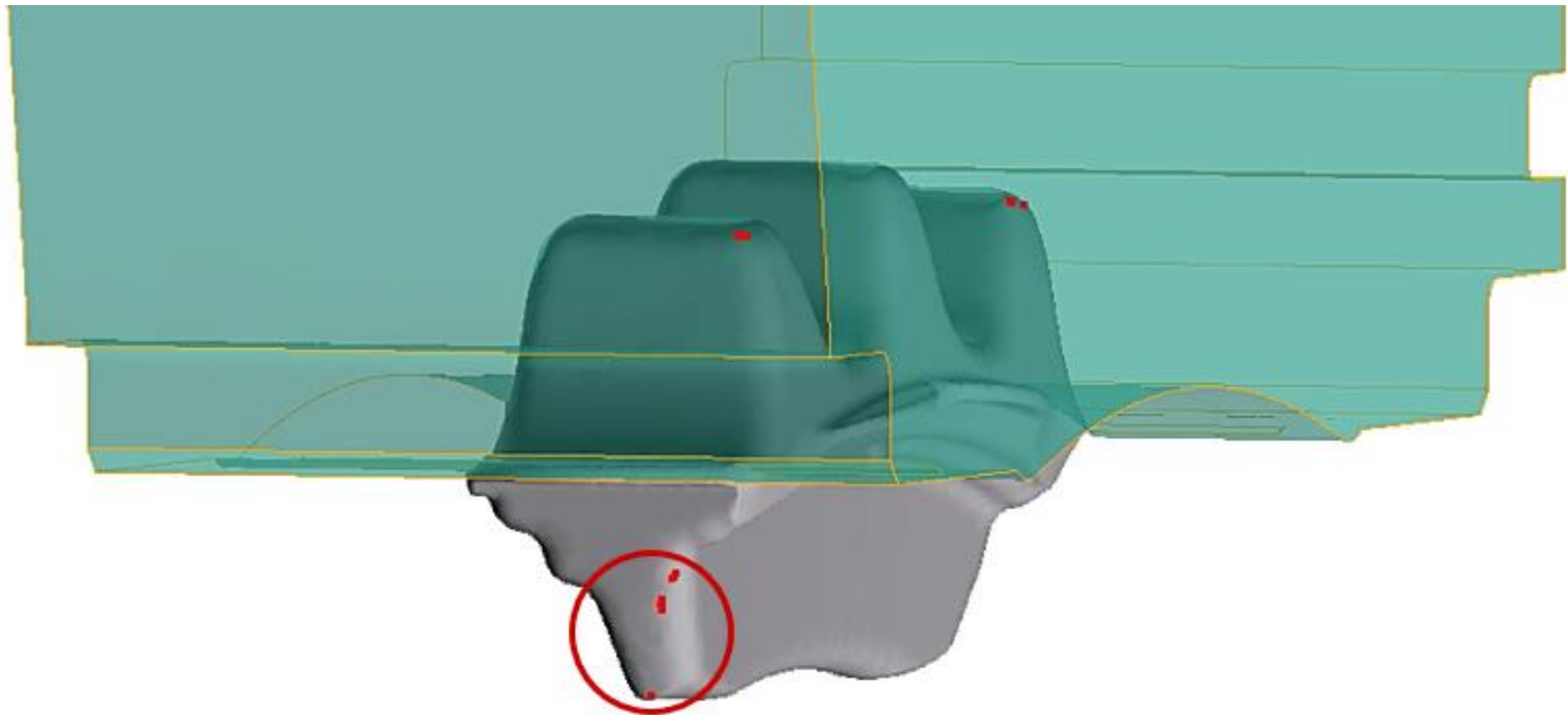


**Figure 4:** Initial and the new final shape of the forged part on the first operation shown on the left side, initial and the new positioning of the workpiece in the second operation on the right side.

By this means we have managed to overcome the previous problem of big lap formation. But we still



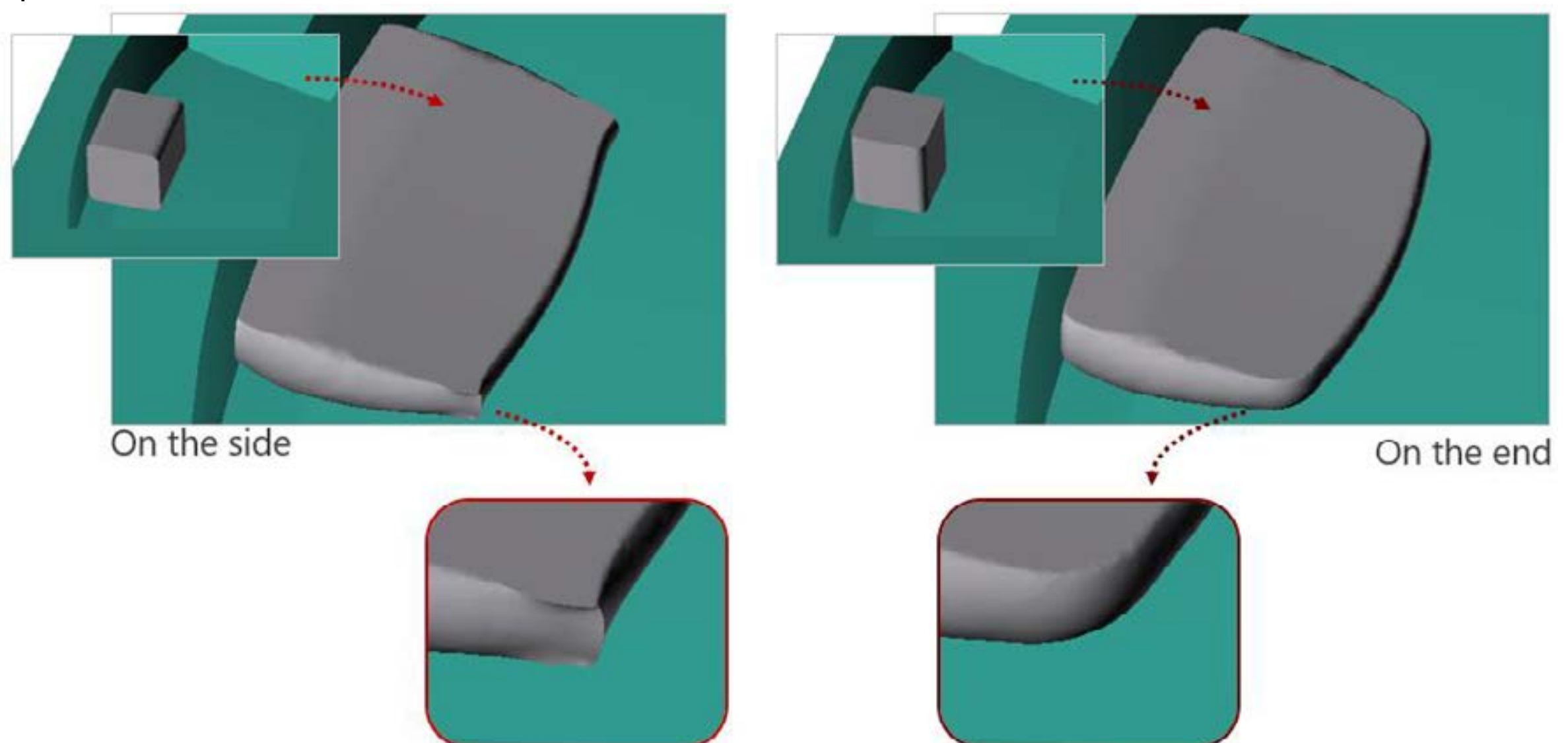
have a problem with a lap formation from the lateral forged part side which is caused by sharp corners appearing on the first operation. The cause of the problem has been shown in Figure 1.



**Figure 5:** Lateral side lap formed after modification (shown by red dots)

### 3.2 *Second iteration*

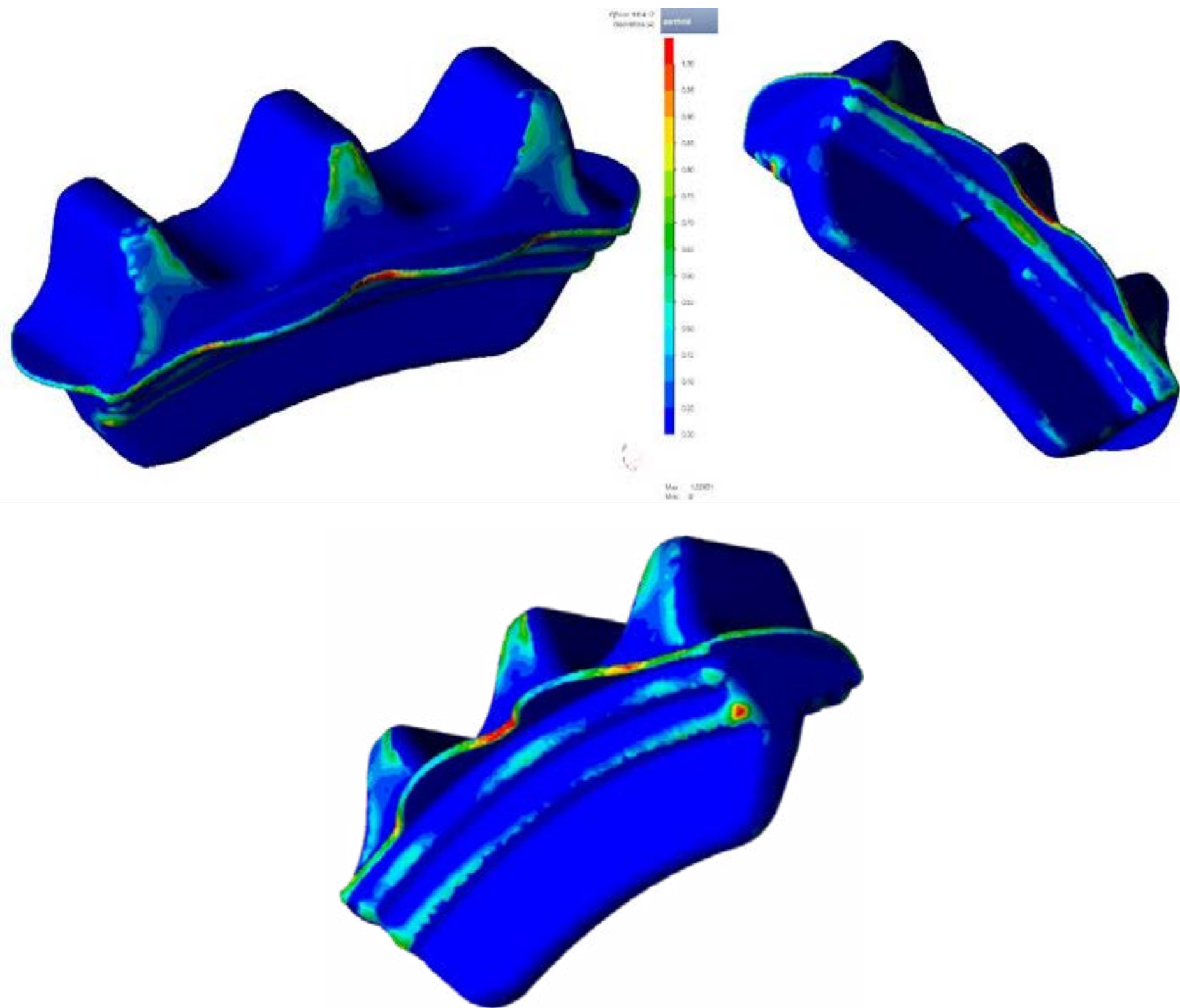
It reveals that such lap forms are due to specific shape of the initial work-piece. The most simple way of solving this problem is to place the work-piece on the side, but on the end in the first upsetting operation.



**Figure 6:** Workpiece shape after the first operation in case of placing it on the side and on the end.

Without a doubt, after changing the work-piece positioning on the first operation, we have solved the lap formation problem.

But then it was observed that some material flow surface defects like flow-through defect appear from the bottom and upper side of the forged part.

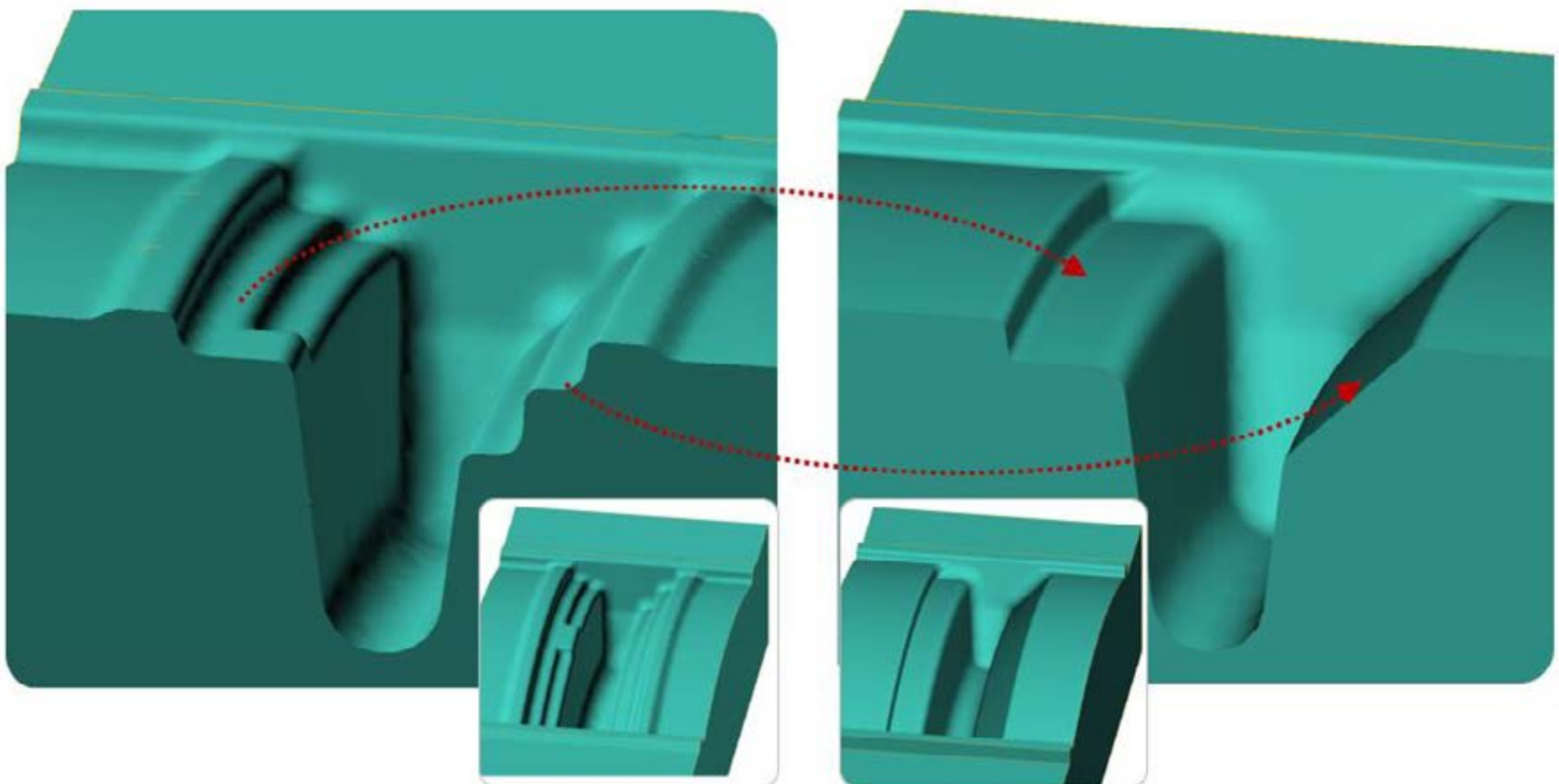


**Figure 7:** Values of Gartfield more than 0.3 indicates material flow surface defects

### 3.3 *Third iteration*

So, the flow-through defect that appeared on the blocker operation in the previous technology modification case occurred due to backward material flow after the filling of the die cavity. In response, we decided to simplify the shape of both the upper and bottom dies on the blocker operation.

In Figure 8 the modification of the bottom tool is shown.



**Figure 8:** Simplification of the tool geometry to solve flow-through defect problem indicated by Gartfield



#### 4. OPTIMIZED TECHNOLOGY

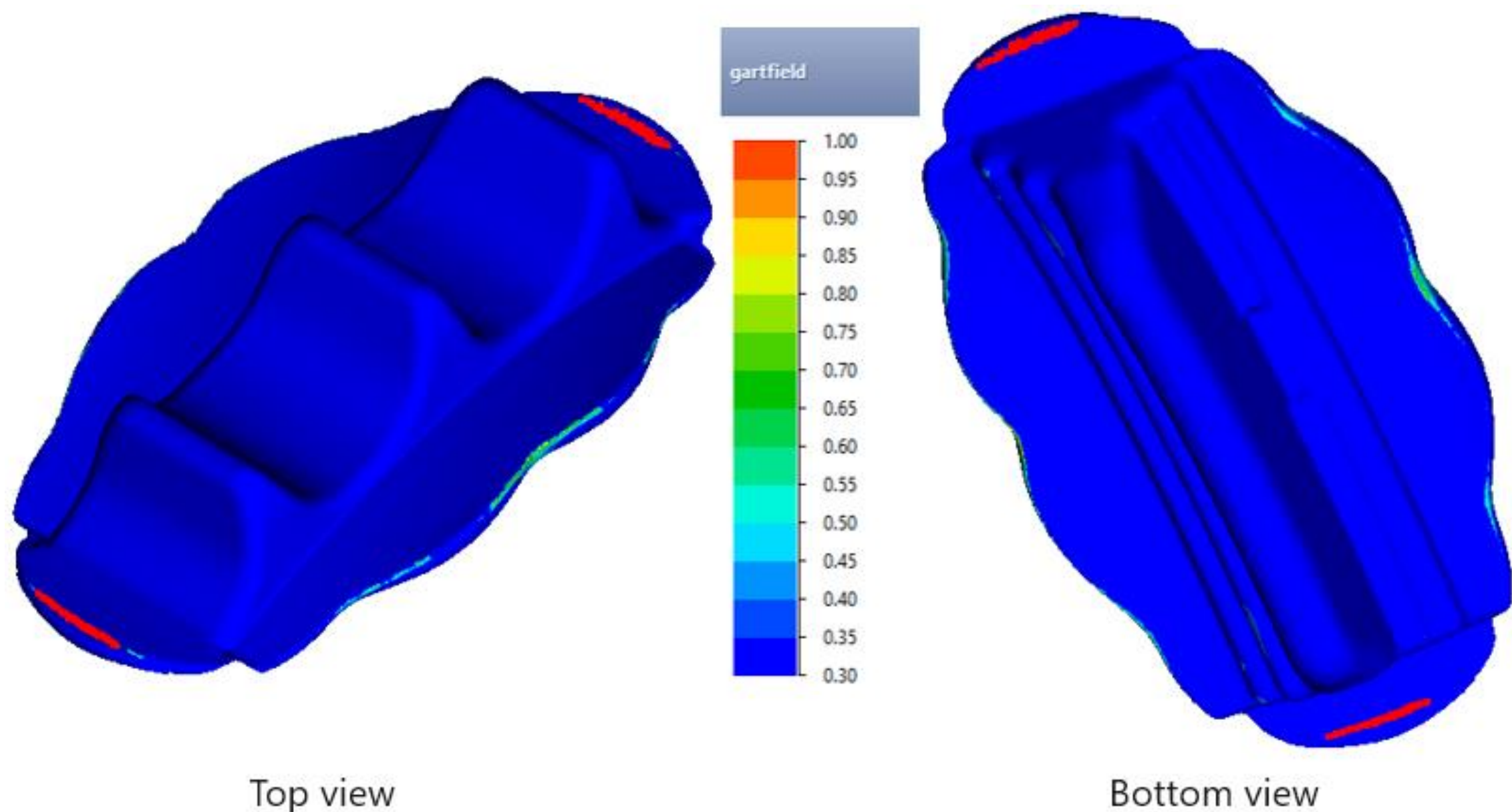
Thus, finally, with the help of simulation we have solved a couple of forging problems which appeared in the initial technology. The final technology still consists of three forging operations and the following operations were modified to achieve non-defect technology:

- 1) Upsetting operation
  - a) Initial workpiece lies on the end, not on the side
  - b) Smaller final distance between tools
- 2) Blocker operation
  - a) New geometry of bottom and upper dies
  - b) New stop condition
- 3) Final operation
  - a) The same geometry as in the initial technology
  - b) The same stop conditions as in the initial technology

#### 5. CONCLUSION

It was shown that by means of simulation in QForm that it is possible not only to find forging defects like overlapping, lap formations and material flow surface flaws such flow-through defect but also to discover the reasons why such defects existed. The answers offer a clear idea how to modify the technology based on the simulation results to achieve a defect free forging part.

For the described technology it was shown that only three iterations of the technology modification were necessary to achieve error-free technology. Below is the shape of the final part after simulation with modified technology illustrating that Gartfield does not reveal any defect area:



**Figure 9:** Final forged part with no laps.

## REFERENCES

- [1] Bruchanov, A.N. Hot forging. Design and calculation of stamps (in Russian) / A. N. Bryukhanov, A. V. Rebelsky. - M.: Mashgiz, 1952. - 664 c
- [2] Yu G. B., Dean T. A. A practical computer-aided approach to mould design for axisymmetric forging die cavities //International Journal of Machine Tool Design and Research. – 1985. – T. 25. – №. 1. – C. 1-13.
- [3] Kim D. Y., Park J. J. Development of an expert system for the process design of axisymmetric hot steel forging //Journal of Materials Processing Technology. – 2000. – T. 101. – №. 1-3. – C. 223-230.
- [4] Volodin, I.M. Theory and practice of the resource-saving processes design for the hot bulk forging (in Russian) / I.M.Volodin, A.I.Volodin, P.I.Zolotukhin. - Lipetsk, Izd-Vo Lipetsk State Technical University, 2014. - – 101 c.
- [5] Chang C. C., Bramley A. N. Forging preform design using a reverse simulation approach with the upper bound finite element procedure //Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science. – 2000. – T. 214. – №. 1. – C. 127-136.
- [6] Almohaileb M. et al. Modified Upper Bound Elemental Technique (MUBET) for Preform Design in Closed Die Forging //AIP Conference Proceedings. – AIP, 2004. – T. 712. – №. 1. – C. 2062-2067.
- [7] Lapovok R. Y., Thomson P. F. An approach to preform design //International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 1995. – T. 35. – №. 11. – C. 1537-1544.
- [8] Behrens B. A., Nickel R., Stonis M. Simulation algorithm for the assessment and modification of multi-directional forging processes and tool geometries //Production Engineering. – 2012. – T. 6. – №. 2. – C. 187-198.
- [9] Shao Y. et al. Evolutionary forging preform design optimization using strain-based criterion //The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – T. 71. – №. 1-4. – C. 69-80.
- [10] Oh S. I., Yoon S. M. A new method to design blockers //CIRP Annals-Manufacturing Technology. – 1994. – T. 43. – №. 1. – C. 245-248.
- [11] A.V.Vlasov, D.V.Krivenko. USE OF FINITE ELEMENT THERMAL MODEL FOR DESIGN OF BLOCKERS FOR HOT BULK FORGING PROCESSES / Vlasov A.V., Krivenko D.V. - News from Tula State University. Technical sciences. 2019. № 5. C. 96-107.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRГ Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

1

## Characterization of 22MnB5 press hardened steel patch resistance spot welded with different parameters

Lara, J. A. C. <sup>(1)</sup>

Rossi, J. L. <sup>(2)</sup>

Abbade, L. <sup>(3)</sup>

Mucsi, C. S. <sup>(4)</sup>

### ABSTRACT

The new AHSS (advanced high strength steel) are specified for to decrease the mass and improve the crashworthiness of the car body structure. The 22MnB5 press hardened steel is intended for use in automotive structural and safety components since 1500 MPa tensile strength may be reached. These steels are designed to be a heat treated and then quenched during the hot stamping process but, the patch work (patch weld) technology was designed to increase productivity. The patch work and blank of 22MnB5 are joined with resistance spot weld and it is performed before the set is heated, hot-formed and cooled. This research work studies the influence of welding parameters on 22MnB5 patch weld. The microstructure of the spot welds was characterized by optical microscopy. The mechanical properties were evaluated with hardness testing and ultrasonic inspection. The ultrasonic inspection showed similar welding nugget diameters with indication of similar heat input. The welding parameters showed different hardness and microstructure at the subcritical heat affected zone (SCHAZ) zone. The welding parameters with heat treatment also showed the wider heat affected zone.

**Key words:** Resistance spot welding, 22MnB5, AHSS, patch weld, ultrasonic welding inspection.

<sup>1</sup>(1) Jose Agustín Castillo Lara, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN

<sup>2</sup>(2) Jesualdo Luiz Rossi, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares.- IPEN

<sup>3</sup>(3) Larissa Abbade, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares,- IPEN

<sup>4</sup>(4) Cristiano Stefano Mucsi, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN;

## 1. INTRODUCTION

The new AHSS (advance high strength steels) are specified to decrease the mass and improve the crashworthiness of car body structures. The 22MnB5 are intended for use in automotive structural and safety components since 1500 MPa tensile strength may be attained. These steels are designed to be heat treated and then quenched during the hot stamping process but, the patch work (patch weld) technology was designed to increase productivity. The patch work joins 22MnB5 blanks using resistance spot welding - RSW, which is performed before the patch reinforced blank is heated at full austenitization temperature, hot-formed and then cooled in the die stamping press [1]. The patch work technology efficiency is related to the resistance spot weld to keep the peak force and energy absorption [2]. However, there are few articles about the macro characteristics of the spot welded joints. Resistance spot welding is the main joining process on assembly lines and a car typically contains thousands of spot welds. The performance of the structure thus, depends not only on the steel blanks mechanical properties but also on the joining mechanical behavior.

The resistance spot welding presents some particular aspects in the case of AHSS spot welds, which are more sensitive to failure at the faying surface than conventional mild steels. Several works concluded that the fracture toughness of RSW depends on the diameter of the nugget, the thickness of the sheet, the tensile breaking load, the welding time and the current [3,4].

Nowadays, the international standards specify minimum weld nugget size required to obtain the pull out mode as following.

According to AWS D 8.9 M [5] determines the minimum weld nugget size is specified according to Equation (1):

$$D = 4 t^{0.5} \quad (1),$$

where D is the weld-nugget size and t is the thinner sheet thickness (mm).

For the Japanese JIS Z 3140:2017 [6] and German DIN - DVS 2902-3 [7] standards, the minimum required weld nugget size is specified according to Equation (2):

$$D = 5 t^{0.5} \quad (2)$$

The UHSS suffer an interfacial mode failure that occurs through nugget, mainly because of melting zone high hardness or internal shrinkage defects while the pullout failure mode occurs by complete (or partial) nugget detachment from the joined sheet. Strength and failure behavior of spot welded joints under certain loading modes have been investigated in several studies and full and partial interfacial failures (FIF and PIF, respectively) and pullout failure (PF), and round button failure modes [8]. The load-bearing capacity and energy absorption capability of those welds which fail under the overload interfacial mode is lower than those welds which fail under the overload pullout mode [9]. There are some factors associated with the failure modes in AHSS steels, in which the influence of the geometry, hardness and metallurgical phenomena generated by the welding process are highlighted. The size of the nugget directly influences the failure mode that the weld joint experiences, so the area available to support loads is a function of the nugget width, for this reason interfacial failure will occur more easily in small diameters, while larger nuggets involve partial or plug failures [10].

The welding schedules of mild steel with the same thickness follow the recommendations for high strength steels (HSS) [11]:

- Increase the electrode force by 20% or more depending on yield strength;
- Increase weld time when appropriate;
- Try a multi-pulse welding schedule (several pulses or post heating);
- Larger tip diameter and/or change the type of electrode;
- Increase the minimum weld size.

The present study evaluates the hardness and microstructure of the coupons that the residual stress have been measured in previous work [11]. The present study is aimed at investigating the welding current schedule required with same nugget diameter of AISi coated 22MnB5 PHS steels. This work also emphasizes the role played by each welding schedule in welding zones and microstructures.



## 2. MATERIAL AND METHODS

The material selected in this study was a 22MnB5 press hardening steel before hot stamping. The thicknesses of used steel sheets were 1.3 mm. Table 1 shows the nominal chemical composition of the steel 22MnB5 in the as-received condition. The microstructure of as-received 22MnB5 is composed of ferrite and a small amount of perlite. The 22MnB5 has an Al-Si metallic coating, and an intermetallic compound layer (IMC) of  $Fe_2Al_5$  resulting from diffusion during the hot dipping process, which is formed between the coated layer and the substrate [12].

Table 1. Chemical composition of the boron-manganese steel 22MnB5 grade (mass %)

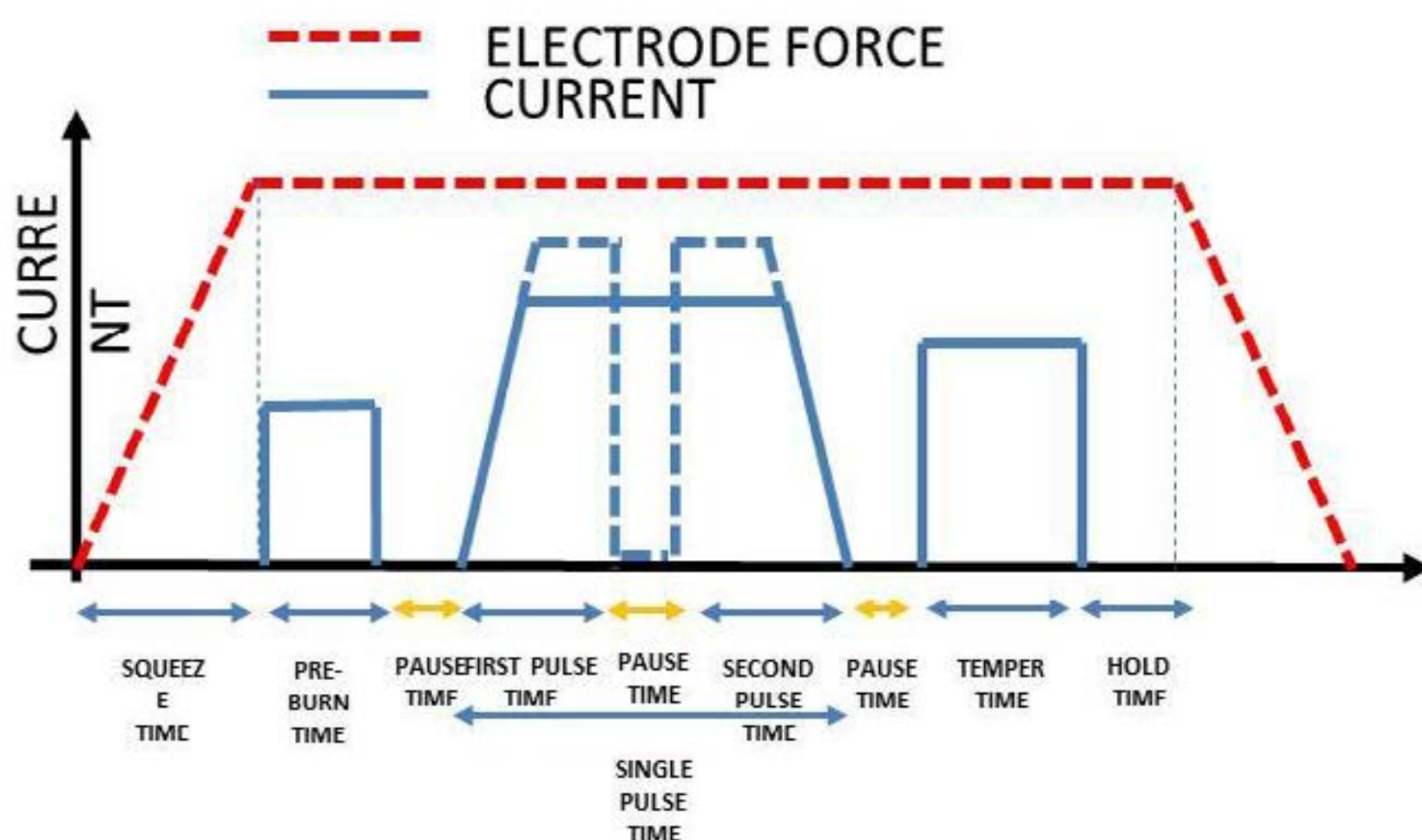
Element	Al	B	C	Cr	Mn	N	Ni	Si	Ti
Composition	0.030	0.002	0.230	0.160	1.180	0.005	0.120	0.220	0.040

The welding parameters were based on a preceding optimization of the welding process [11] detailed welding schedules are tabulated in Table 2 and Figure 1. The welds were performed on a “C” gun type medium frequency, dc inverter spot welder with Cu-Cr dome radius type electrode (ISO 5821-2009) [13] under a constant water cooling rate of  $6 \text{ L min}^{-1}$ . In order to evaluate the nugget diameter accurately, a resistance spot welding ultrasonic inspection analyzer TESSONIC was used to verify the resistance spot welds diameter and soundness. The spot welds were cross-sectioned, mounted in baquelite, polished with sandpaper grits P220, P400, P600 and P1200, and final polishing using diamond paste  $6 \mu\text{m}$  and  $1 \mu\text{m}$ , and finally etched with Lepera reagent. The microstructures were observed using optical microscopy and micro hardness measurements were taken on the cross-section of spot welds at fusion zone (FZ), upper critical heat affected zone (UCHAZ), inter critical heat affected zone (ICHAZ), subcritical heat affected zone (SCHAZ) and base metal (BM) using a micro Vickers hardness tester (Taylor) at an applied load of 500 g and a dwelling time of 10 s.

Table 2. Resistance spot welding parameters used for the present work

TEST	Welding parameters									
	Pre-Burn		Welding				Heat Treatment		Hold	Pressure
	Current (KA)	Time (ms)	Ramp up (ms)	Pulse	Current (KA)	Time (ms)	Current (KA)	Time (ms)	Time (ms)	KN
6	7	100	50	NA	8,5	400	NA	NA	225	3
11	7	100	50	2	9,5	200	NA	NA	225	3
14	7	100	50	2	9,3	200	8	120	225	3

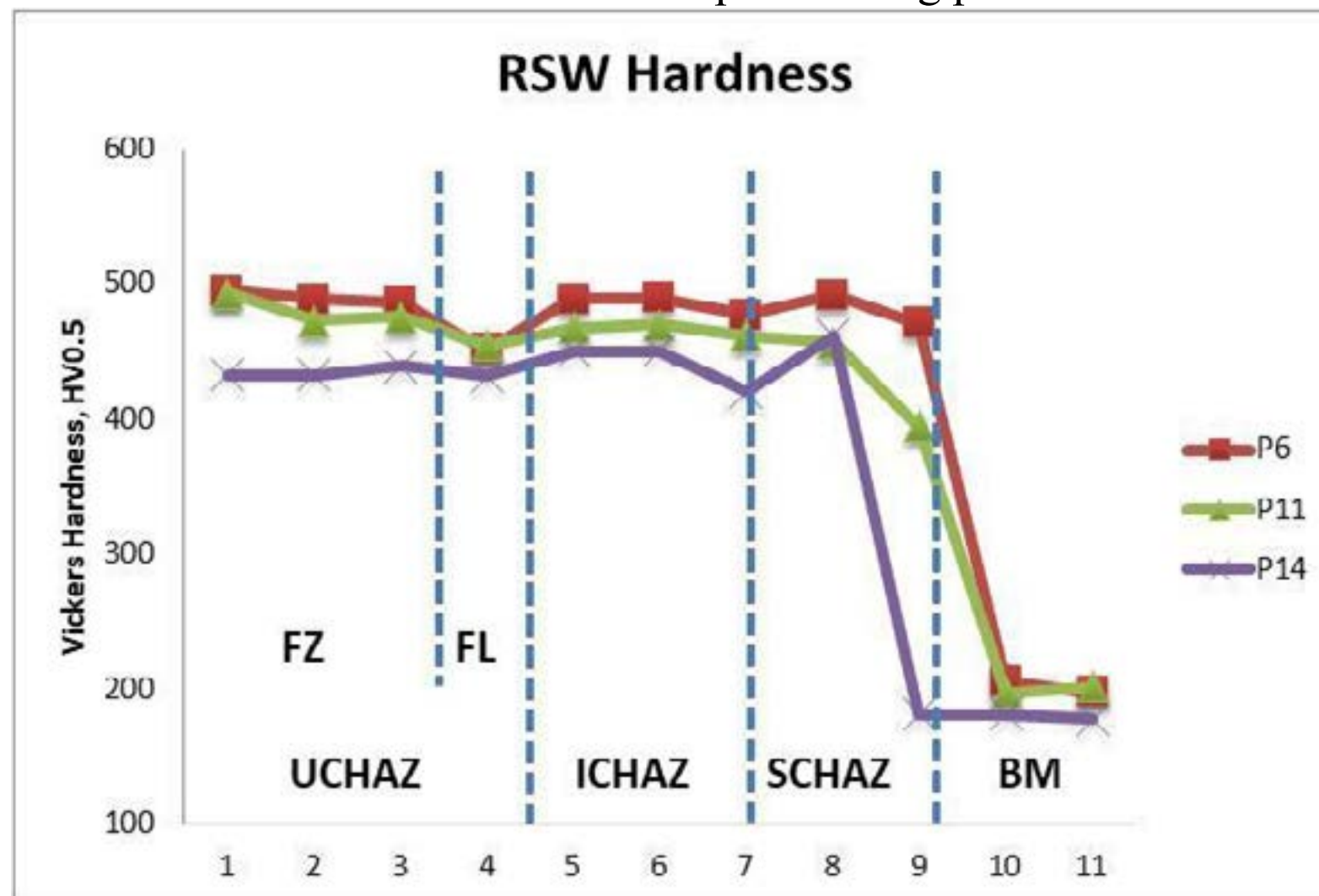
Figure 1. The welding schedule of the resistance spot welding parameters P6, P11 and P14



### 3. RESULTS AND DISCUSSION

An ultrasonic inspection was performed in order to verify the weld nugget diameter attained by the resistance spot welding parameters schedule. The different welding parameters produced a welding nugget diameter with similar dimensions allowed the comparison of the mechanical properties through microhardness results (see Figure 2). The welding schedule P6 without pulse and heat treatment showed same level of microhardness across the resistance spot welding zones. The welding schedule P11 with pulse and without heat treatment and P14 with pulse and with heat treatment and showed reduction of microhardness at the subcritical heat affected zone the resistance spot welding zones near to the base metal (BM). The welding schedule P14 with pulse and with heat treatment showed the greater hardness reduction.

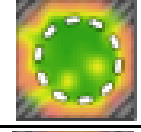
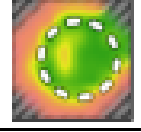
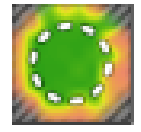
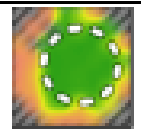
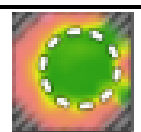
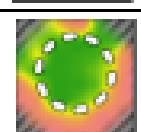
Figure 2. The microhardness results of the resistance spot welding parameters schedule P6, P11 and P14



The ultrasonic inspections were performed on both sides of the welding nugget in order to measure the nugget diameter and indentation produced by the electrode. The results showed higher indentation and less fusion at the side of the moving electrode. The Table 3 shows the ultrasonic non-destructive inspection results in the resistance spot welding parameter schedule P6, P11 and P14 different welding nuggets. The ultrasonic inspection of the resistance spot welding parameter schedule showed expulsion of the Al-Si coating around the welding nugget. The ultrasonic inspection of the resistance spot welding parameter schedule P6 showed an internal discontinuity.

Table 3. The ultrasonic non-destructive inspection results of the resistance spot welding parameters schedule P6, P11 and P14



<b>RSW</b>	<b>Welding Nugget side</b>	<b>C-Scan</b>	<b>Nugget Diameter (mm)</b>	<b>Indentation (mm)</b>
<b>P6</b>	<b>Stationary electrode</b>		<b>6,75</b>	<b>0,23</b>
	<b>Moving electrode</b>		<b>6,34</b>	<b>0,25</b>
<b>P11</b>	<b>Stationary electrode</b>		<b>6,29</b>	<b>0,29</b>
	<b>Moving electrode</b>		<b>6,19</b>	<b>0,31</b>
<b>P14</b>	<b>Stationary electrode</b>		<b>6,25</b>	<b>0,15</b>
	<b>Moving electrode</b>		<b>6,13</b>	<b>0,18</b>

RSW- Resistance spot welding

Microstructure has changed from as-received condition to the FZ depending on the thermal gradient experienced during resistance spot welding parameter. Five distinct zones could be observed in the post-welded zones, which were categorized as: 22MnB5 base metal (BM); subcritical HAZ (SCHA); intercritical HAZ (ICHA); upper critical HAZ (UCHAZ); fusion line (FL); and fusion zone (FZ) [17]. The microstructure observed according to welding parameters P6, P11 and P14 are shown in Figure 3 to 5.

Figure3. This figure shows the half cross section with different welding areas: a) FZ; b) FL; c) UCHAZ; d) ICHAZ; e) SCHAZ and f) BM

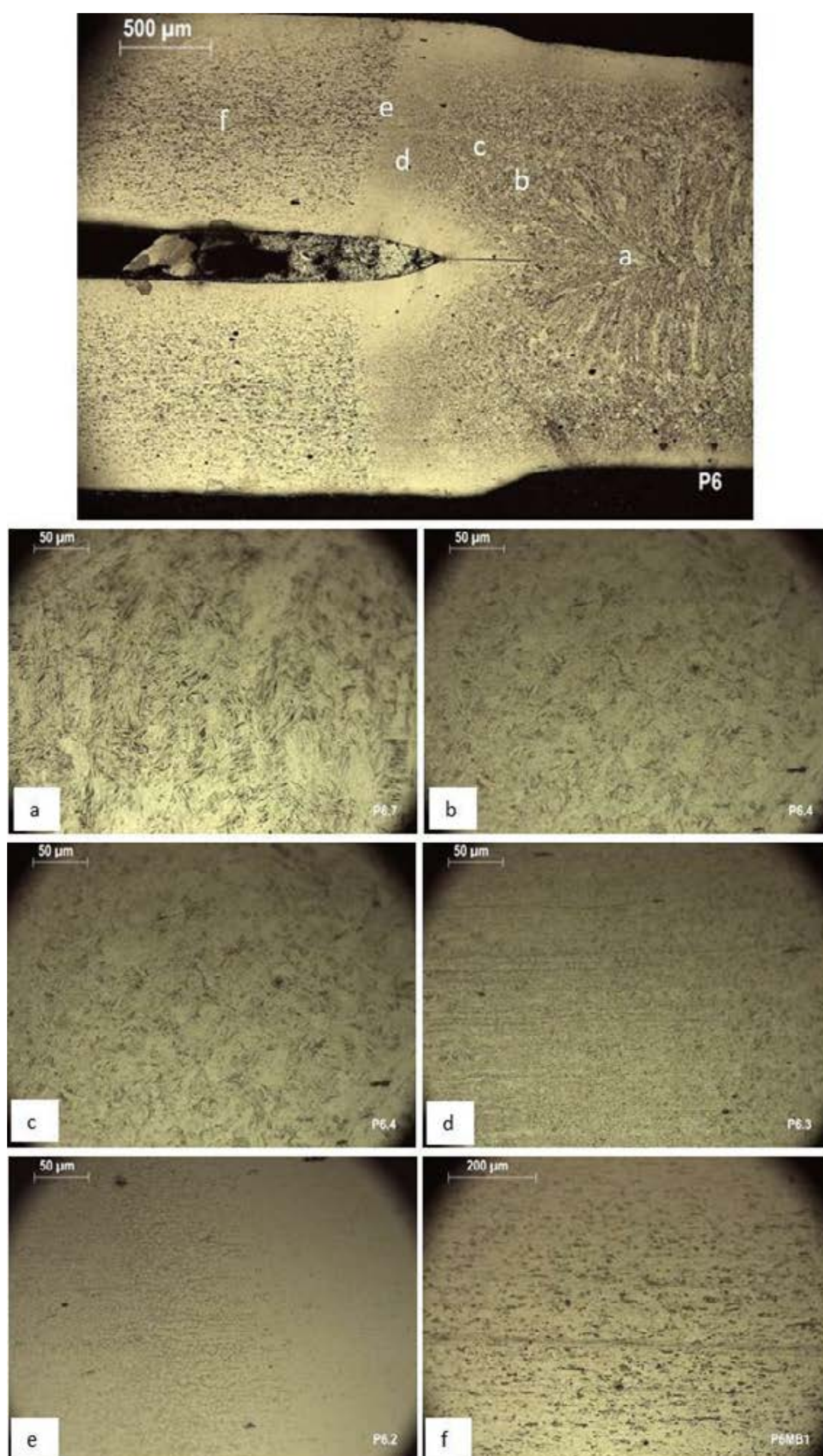




Figure4. This figure shows the half cross section with different welding areas: a) FZ; b) FL; c) UCHAZ; d1) and d2) ICHAZ; e) SCHAZ and f) BM

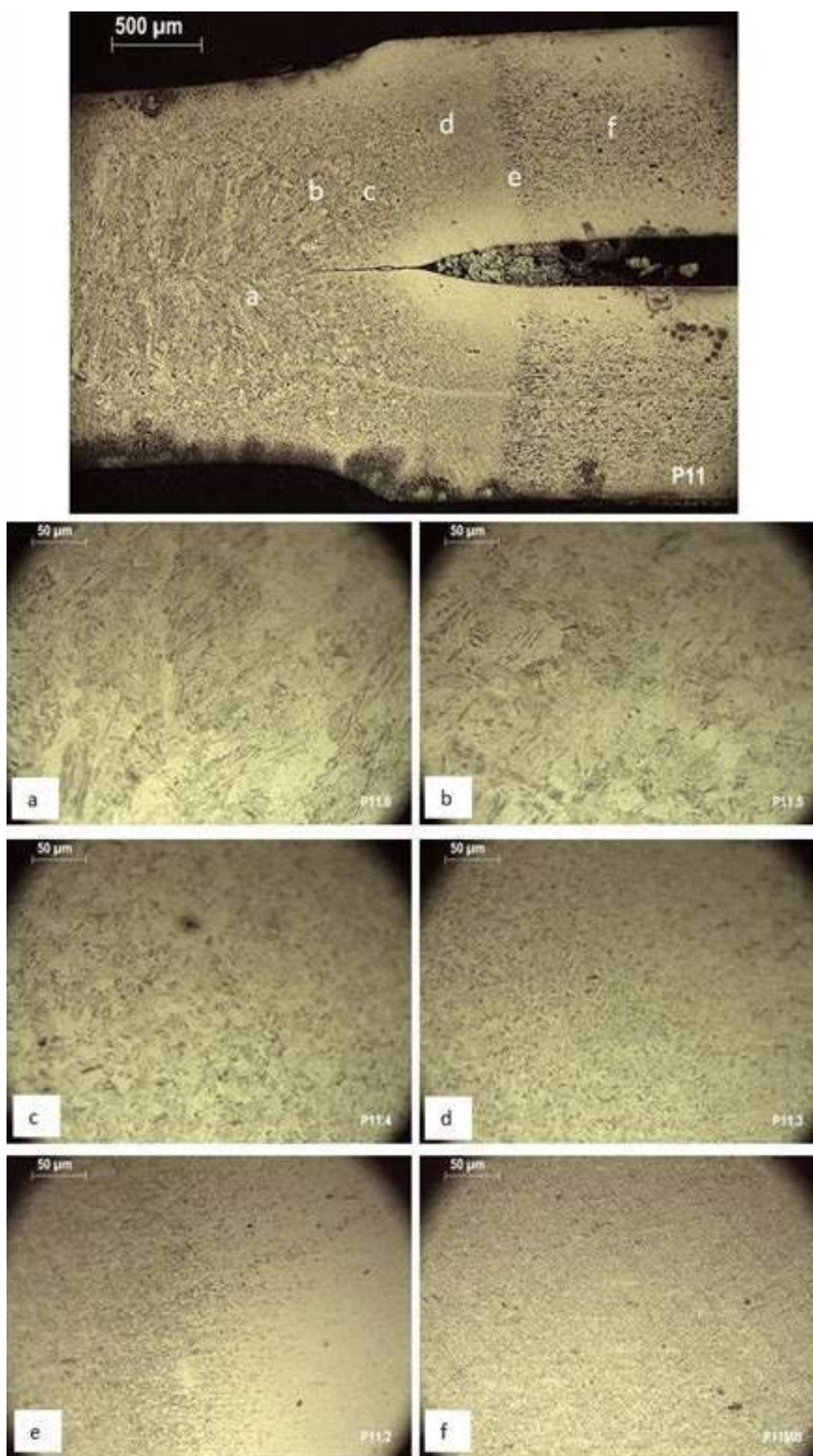
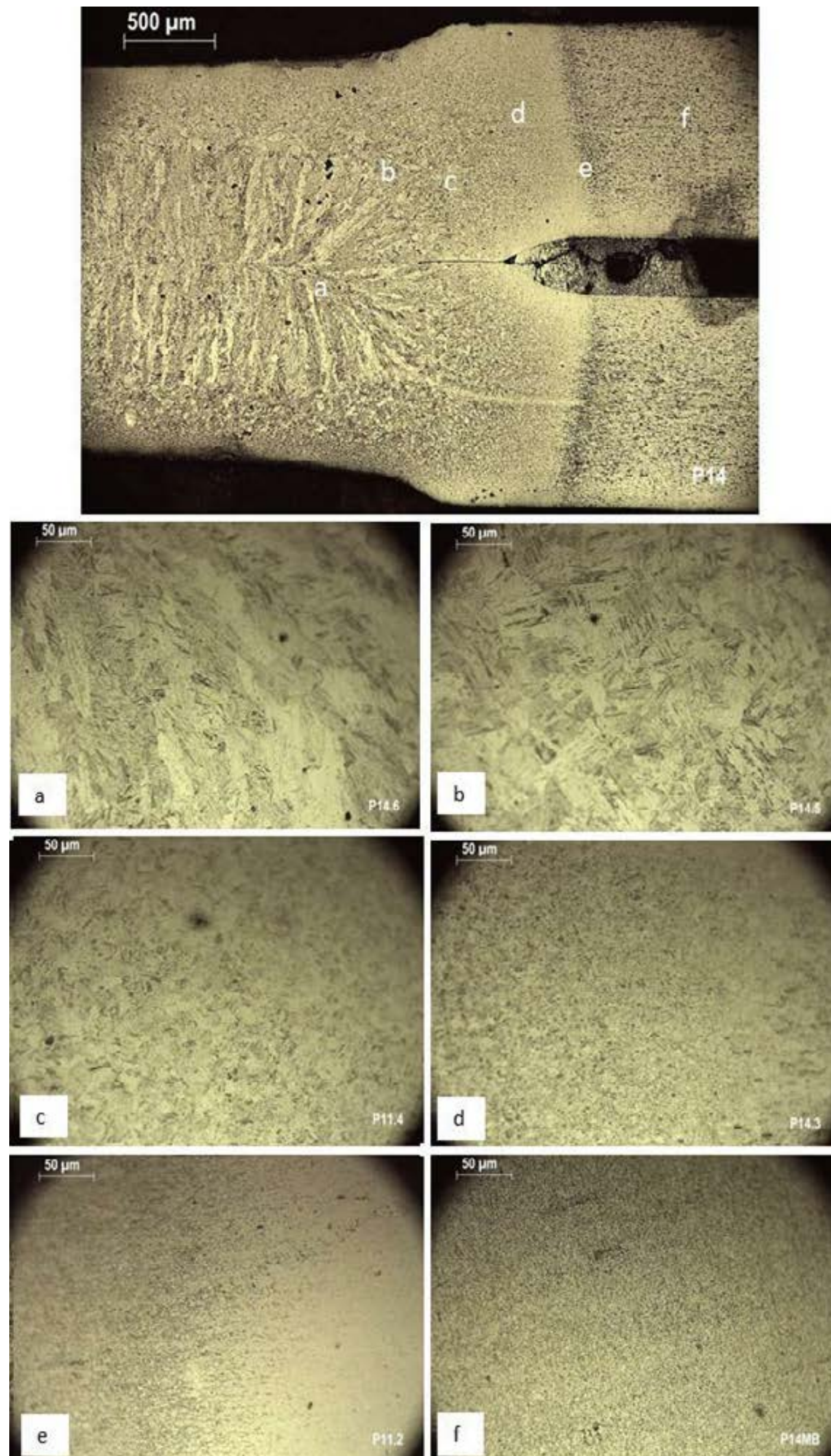




Figure 5. This figure shows the half cross section with different welding areas: a) FZ; b) FL; c) UCHAZ; d1) and d2) ICHAZ; e) SCHAZ and f) BM



The base metal BM consists of typical ferrite and perlite for both base metal welded (zone identified with an “f”). The transition zone was formed between BM and HAZ, which referred to the SCHAZ (zone “e”), and it is clearly visible as a black shade in the half section of the weld nugget. In the SCHAZ, microstructure experienced temperature below to the  $A_{c1}$  temperature line, and the BM ferrite and cementite microstructure and resistance spot welding parameters with pulse and post heat treatment showed a hardness reduction in this area. The cooling cycle of the welding schedule leads the precipitation of carbides. The next zone to the SCHAZ is called ICHAZ (zone “d”), where the



temperature reached between the temperature of  $Ac_1$  and  $Ac_3$  line, and austenite phase is formed along the prior austenite grain boundary; austenite phase is transformed into martensitic and/or bainite upon cooling till room temperature. The zone beside the ICHAZ is the UCHAZ (zone “c”), where the temperature is well above the  $Ac_3$  temperature line called fusion line (zone “b”); therefore, complete austenitization occurred. Full austenitized microstructure was retransformed into martensitic structure due to the high cooling rate involved in the RSW process include FL and the FZ (zone “a”).

#### 4. CONCLUSION

On the basis of the experimental results, the following conclusions can be drawn. The resistance spot welding parameters scheduled for 22MnB5 patchwork (patch weld) presented softening as the others AHSS. The softening at the HAZ was related with the welding parameters schedule. The resistance spot welding schedule showed a microhardness reduction and it was located at the SCHAZ close to the base metal. The resistance spot welding schedule P11 and P14 with pulse result in microhardness reduction at the SCHAZ. Different resistance spot welding parameter can produce similar welding nugget with same pullout failure.

**Acknowledgments:** The authors acknowledge the National Council for Scientific and Technological Development - CNPq for awarding a scholarship to Abbade, L.

#### References

- [1] Larsson JK, Lundgren J, Asbjörnsson E, Andersson H. Extensive introduction of ultra high strength steels sets new standards for welding in body shops. *Welding in the World*. May 2009;53(5-6): 4-14. DOI: 10.1007/BF03266709
- [2] Billur E (Ed.). *Hot stamping of ultra high strength steels: from a technological and business perspective*. Springer International Publishing, 2019, 245 p. DOI: 10.1007/978-3-319-98870-2
- [3] Ma C, Chen DL, Bhole SD, Boudreau G, Lee A, Birro E. Microstructure and fracture characteristics of spot welded DP600 steel. *Materials Science and Engineering: A*. June 2008;485(1-2): 334-346.
- [4] Marya M, Gayden X. Development of requirement for Resistance Spot Welding Dual-Phase (DP600) Steels Part 1-The cause of interfacial fracture. *Welding Journal*. November 2005;84(11): 172-s-185-s.
- [5] AWS D 8.9 M. *Recommended practices for test methods for evaluating the resistance spot welding behavior of automotive sheet steel materials*. Third Ed. American Welding Society (AWS), Miami, FL, USA, 2012.
- [6] JIS Z 3140:2017. *Method of inspection and acceptance levels for resistance spot welds (Foreign Standard)*. Japanese Industrial Standard JIS 2017.
- [7] DIN - DVS 2902-3 *Resistance spot welding of steels of an individual thickness of up to 3 mm; design and calculation*. DIN 1991.
- [8] Chao YJ. Ultimate strength and failure mechanism of resistance spot weld subjected to tensile, shear, or combined tensile / shear loads. *Journal of Engineering Materials and Technology*. April 2003;125(2): 125-132.
- [9] Pouranvari M, Seyed MM. On the failure mode of M130 martensitic steel resistance spot welds. *Materiali in Technologije*. 2013;47(6): 771-776.
- [10] Pouranvari M, Asgari HR, Mosavizadch SM, Marashi PH, Goodarzi M. Effect of weld nugget size on overload failure mode of resistance spot welds. *Sci. Technol., Weld J* 2007;12:217–25
- [11] Zhang H, Senkara J. *Resistance welding: fundamentals and applications*. 2nd Edition, Chapters 1-7, CRC Press, UK, 2017, 456 p.
- [12] Saha D, Ji C, Park Y. Coating behavior and nugget formation during RSW. *Science and Technology of Welding & Joining*. September 2015;20(8): 708-720. DOI: 10.1179/1362171815Y.0000000054
- [13] ISO 5821-2009. *Resistance welding - spot welding electrode caps*. International Organization for Standardization ISO, Geneva, Switzerland, 2009.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference – Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## UTILIZAÇÃO DE SIMULAÇÃO NA RESOLUÇÃO DE PROBLEMAS DE DESCONTINUIDADE INTERNA E AUMENTO DE VIDA ÚTIL NO PROCESSO DE CONFORMAÇÃO A FRIO DE FIXADORES – ESTUDO DE CASO

*Gilberto Alves<sup>1</sup>  
Alexsandro Moraes<sup>2</sup>*

### RESUMO

O processo de conformação a frio de fixadores é um processo que exige alto desempenho das ferramentas utilizadas, devido as altas tensões e esforços envolvidos, além do elevado fluxo de material. Em processos com múltiplos estágios, é fundamental que a sequência de conformação seja elaborada de modo a garantir que todos os requisitos de qualidade do produto sejam atendidos ao final do processo. A simulação computacional é uma excelente ferramenta para análise e resolução de problemas que o processo possa apresentar, pois minimiza os custos e permite maior assertividade no diagnóstico do problema. Este artigo apresenta um estudo de caso de um produto produzido na Metalúrgica FEY, em Indaial, Santa Catarina. O produto é um parafuso Philips® com cabeça flangeada produzido em um processo de conformação a frio com múltiplos estágios, que apresentava dois problemas: (i) descontinuidade interna longitudinal ao longo do corpo do parafuso; (ii) falha prematura da ferramenta de formação da fenda Philips®. Com o apoio do suporte técnico, o simulador de processos de conformação Simufact.Forming foi utilizado para análise dos problemas identificados na produção e, também, para testes virtuais de possíveis soluções. Como resultado, o desenho da sequência de conformação foi modificado com base nas melhorias identificadas na simulação, resultando em uma geometria final isenta de descontinuidades internas e um aumento na vida útil da ferramenta de aproximadamente 15 vezes.

**Palavras chave:** Conformação a Frio, Simulação Computacional, Falha Prematura de ferramentas, Descontinuidade interna em parafusos.

<sup>1</sup> Analista de Processo, METALÚRGICA FEY S.A., Indaial, Brasil, [gilberto@fey.com.br](mailto:gilberto@fey.com.br)

<sup>2</sup> MSc.Eng., Diretor, AM.METAL – Consultoria em Conformação de Metais Ltda, [am@ammatal.com.br](mailto:am@ammatal.com.br)



# USE OF SIMULATION IN THE ANALYSIS OF INTERNAL FAILURE DISCONTINUITY AND INCREASE OF THE TOOL LIFE IN THE COLD FORMING PROCESS OF SCREWS – CASE STUDY

## ABSTRACT

Cold forming process of the fasteners requires high tool performance due to the high tensions and stresses involved, as well as the high material flow. In multistage processes, the forming sequence is designed to ensure that all product quality requirements are met at the end of the process. Computer simulation is an excellent tool to analyze and solve problems that the process may present, as it reduces costs and allows greater assertiveness in the diagnosis of the problem. This article presents a case study of a product produced at Metalúrgica Fey in Indaial, Santa Catarina. The product is a Philips® Flange Head screw manufactured in a multistage cold forming process that had two problems: (i) longitudinal internal discontinuity along the body of the screw; (ii) premature failure of the Philips® forming tool. Supported by technical support, the Simufact.Forming process simulator was used to analyze the problems identified in production as well as for virtual testing of possible solutions. As a result, the design of the forming sequence was modified based on identified improvements in the simulation, resulting in a final part with no internal discontinuities and an approximately 15 times increase in tool life.

**Keywords:** Cold Forming, Computer Simulation, Premature Tool Failure, Internal Discontinuity in Screws.

## 1 INTRODUÇÃO

Este artigo apresenta um estudo de caso realizado na empresa Metalúrgica FEY, em Indaial, SC. A condução do trabalho foi realizada em conjunto com a AM.METAL, consultora da MSC Software Corporation para assuntos relacionados ao simulador de processos de conformação Simufact.Forming. O presente trabalho apresenta um estudo de caso realizado sobre um parafuso Philips® com cabeça flangeada e rosca High-Low (peça-caso), ilustrado na Figura 1.

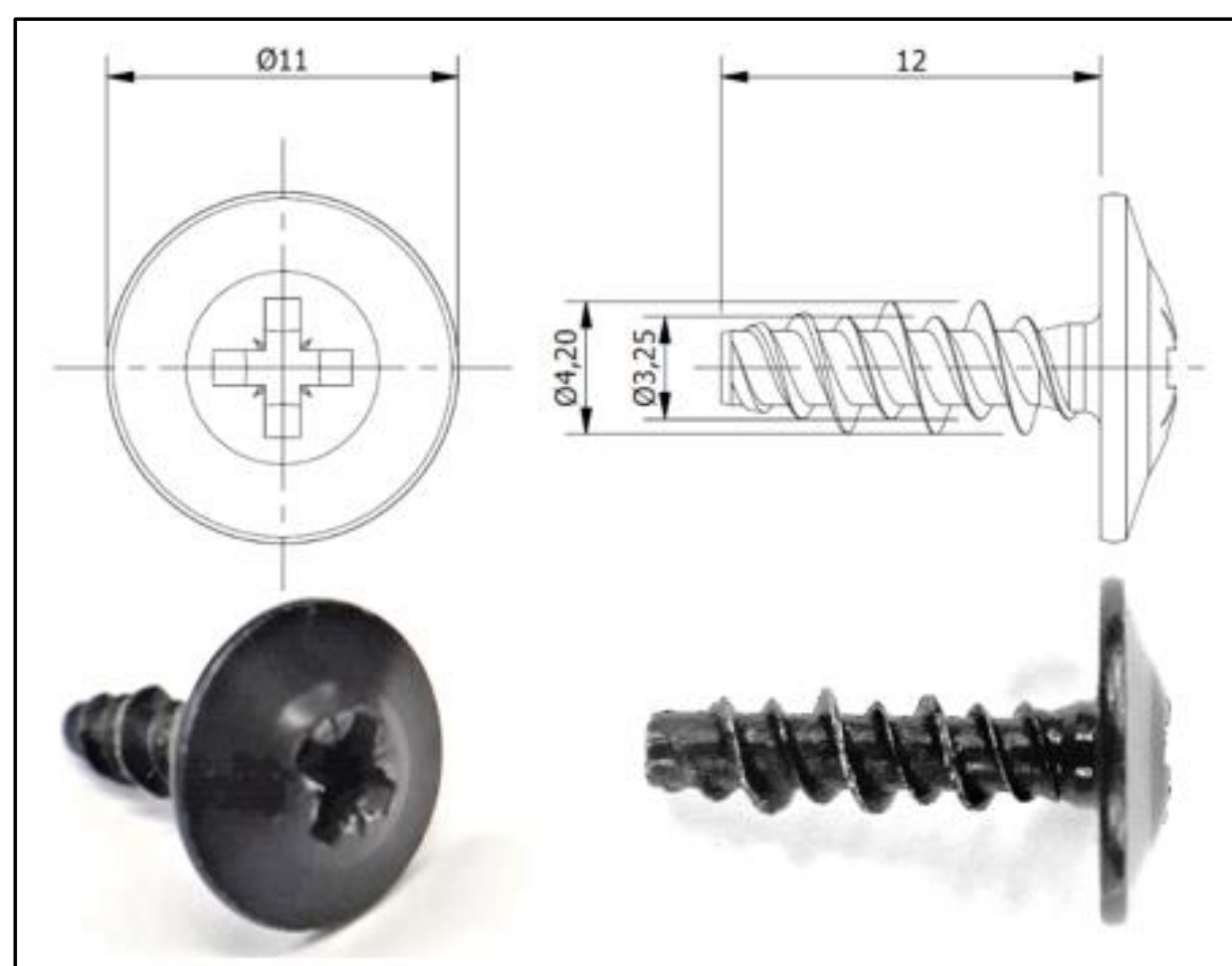


Figura 1: Parafuso Philips® com cabeça flangeada (peça-caso).

O processo de conformação do produto apresentou baixo desempenho de vida útil do punção que forma a fenda Philips®, na terceira operação, e também, problemas de descontinuidades internas longitudinais no corpo do parafuso. Assim, neste trabalho apresentaremos o estudo de caso que foi realizado na busca da solução de ambos os problemas.

A condução do trabalho foi realizada na seguinte ordem:

- descrição de ambos os problemas, de modo a compreender as possíveis origens das falhas;
- utilização do simulador Simufact.Forming para reproduzir a sequência de conformação original do processo;
- investigação dos causas através das análises dos resultados da simulação, tendo como base fundamentos teóricos;
- testes virtuais de variações da sequência de conformação executados no simulador Simufact.Forming, a fim de aprovar a sequência antes da fabricação de qualquer nova ferramenta;
- teste físico em máquina para validação da variação da sequência de conformação aprovada por simulação;
- apresentação dos resultados.



O parafuso Philips® (a peça-caso) é fabricado em AISI 1018, esferoidizado, com resistência mecânica de 530 MPa. O punção Philips® (a ferramenta-caso) é uma ferramenta *standard* de mercado, importada de Taiwan, sendo fabricada em aço M2, com dureza de 60-62 HRc e revestido superficialmente com Nitreto de Titânio (TiN).

O objetivo do estudo foi aumentar a vida útil da ferramenta a patamares aceitáveis, de acordo com o histórico de desempenho de ferramentas similares e eliminar o problema de descontinuidade interna no corpo do parafuso.

## 2 DESCRIÇÃO DO PROBLEMA

A Figura 2 apresenta a Sequência de Conformação Original (SCO) a frio da peça-caso desenvolvida para uma conformadora de múltiplos estágios. O desenvolvimento da SCO foi realizado da forma tradicional: (i) elaboração da sequência de conformação baseada na experiência dos projetistas e no histórico de produtos semelhantes; e (ii) aprovação para produção baseada nas dimensões do produto após alguns ciclos de *tryouts* físicos em máquina e ajustes no processo (Figura 3).

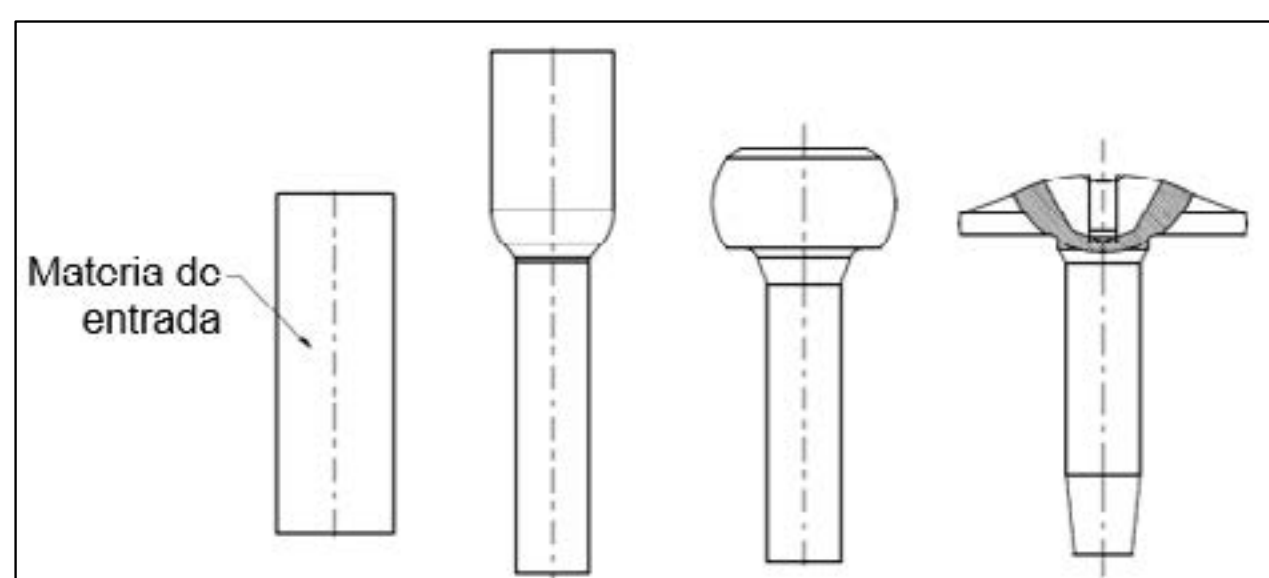


Figura 2: Sequência de Conformação Original (SCO) a frio da peça-caso.



Figura 3: Resultado do *tryout* físico da Sequência de Conformação Original (SCO).

No lote de produção inicial de 10.000 peças, foram observados dois problemas:

- 1) Na Peça: descontinuidade interna longitudinal ao longo do corpo do parafuso (Figura 4), identificado em algumas peças do lote produzido;
- 2) No punção da terceira operação: quebra prematura do punção Philips® (Figura 5), com média de produção por ferramenta de aproximadamente 900 peças, sendo consumidas 11 unidades desta ferramenta para a produção deste lote inicial de 10.000 peças. Foram registradas quebras com 1.500 peças, sendo que alguns pinos quebraram com apenas 200 peças produzidas. A vida útil média esperada para ferramentas deste perfil é em torno de 30.000 peças.



Figura 4: Descontinuidade interna identificado em algumas peças do lote produzido (1º problema).



Figura 5: Quebra prematura do punção Philips® na terceira operação (2º problema).

### 3 INVESTIGAÇÃO DOS PROBLEMAS

#### 3.1 Descontinuidade interna longitudinal

##### 3.1.1 Fundamentação teórica

Segundo o ASM Handbook (1): em processo de conformação a frio a ocorrência de fraturas internas normalmente não ocorre em toda a produção, estando quase sempre restrita a lotes isolados de material e, também, a uma pequena porcentagem das peças produzidas. Esta informação descreve o problema identificado na peça-caso descrito anteriormente no Item 2.

Há vários fatores que contribuem para a formação das rupturas internas: ângulo incorreto de matrizes, reduções muito grandes ou muito pequenas da área da secção transversal, recozimento incompleto da matéria prima, presença de inclusões e vazios na matéria prima, entre outros (1). Então, resumidamente, as rupturas internas têm como causa-raiz: (i) a matéria-prima e (ii) a sequência de conformação.

No caso da sequência de conformação, fendas centrais e trincas Chevron são fraturas internas causadas pela alta tensão hidrostática (ou tensão normal) que se forma durante a deformação do material. No entanto, em conformação a frio, a alteração da geometria da peça-trabalho (geometria em deformação) é geralmente suficiente para eliminar o problema, isto é, reduzir a tensão hidrostática abaixo de um nível crítico para evitar a ruptura. (1)

##### 3.1.2 Análise da Matéria-prima

Para investigar o problema de descontinuidade interna na peça, o primeiro passo foi a investigação da matéria-prima, de modo a verificar se as descontinuidades internas não seriam provenientes da própria matéria-prima. Para análise, foi realizado o ensaio de macrografia, onde não foi identificado qualquer defeito do material, como mostra a Figura 6.





Figura 6: Resultado da macrografia da matéria-prima.

### 3.1.3 Análise da Conformação da Peça-caso

O segundo passo foi investigar a Sequência de Conformação Original (SCO), a fim de avaliar o nível de tensão hidrostática (normal média) na peça.

A Figura 7 apresenta os níveis de tensão hidrostática das 1<sup>a</sup>, 2<sup>a</sup> e 3<sup>a</sup> operações.

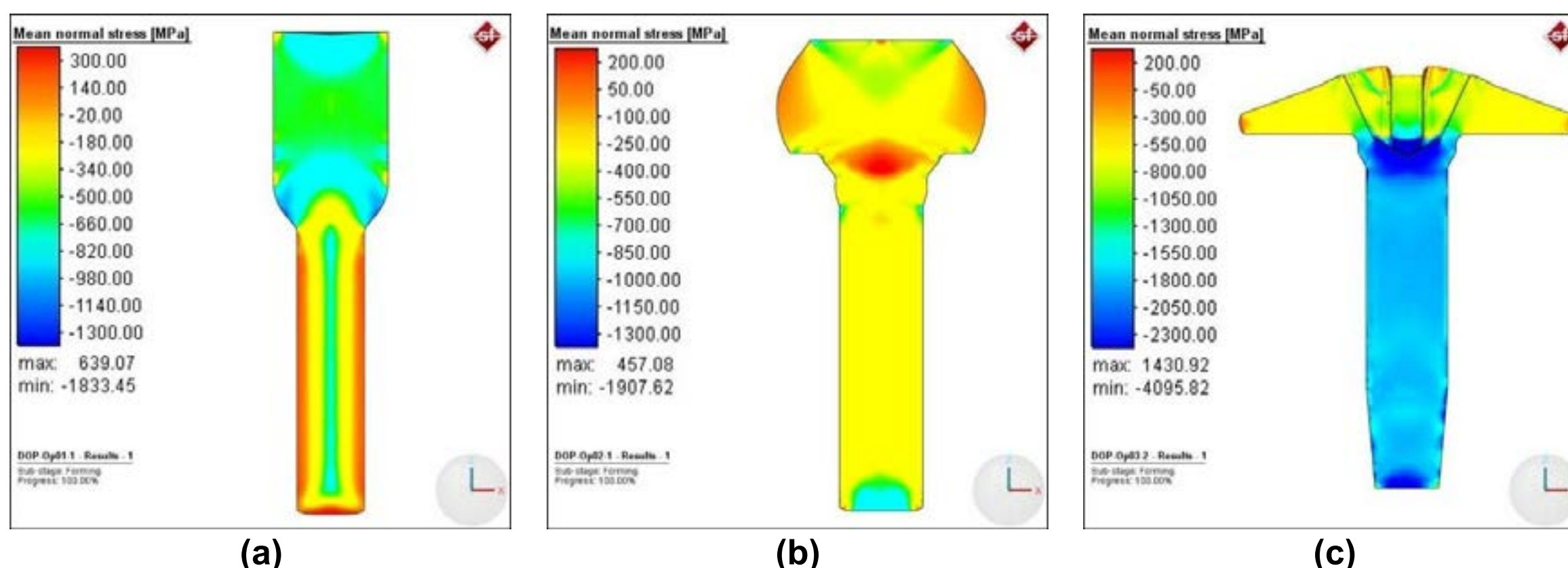


Figura 7: Tensão Hidrostática da (a) 1<sup>a</sup> operação, (b) 2<sup>a</sup> operação e (c) 3<sup>a</sup> operação resultantes da simulação da Sequência de Conformação Original (SCO).

Não há uma referência de qual é o nível crítico de tensão hidrostática para evitar a ruptura deste material, assim, o valor da tensão hidrostática máxima (sinal positivo) foi utilizado como limite máximo para aprovação das variações da sequência de conformação. Ou seja, o estudo se concentrou em reduzir os níveis de tensão atuais.

## 3.2 Quebra prematura da ferramenta

### 3.2.1 Fundamentação teórica

De acordo com o tutorial do Simufact.Forming (2), para avaliar a possibilidade de fratura da ferramenta, o critério típico de análise é avaliar o resultado de Tensão Principal Máxima, pois ela descreve a mais alta possibilidade de tensão trativa (sinal positivo) no respectivo componente.

Segundo Gomes (3), para uma faixa de dureza entre 60 e 62 HRc, o limite de escoamento do material M2 está em torno de 2200 MPa. Assim, este valor foi utilizado como referência para análise das tensões na ferramenta, ou seja, este valor é o limite de resistência do material para garantir a integridade



da ferramenta.

### 3.2.2 Análise das Tensões da Ferramenta-caso

A Figura 8 apresenta o resultado de Tensão Principal Máxima na simulação das tensões no punção Philips® (ferramenta-caso). Como pode ser observado na Figura 8b, no raio de concordância as tensões trativas excedem 3600 MPa, com pontos identificados a mais de 4000 MPa, observando que o limite de resistência do material é 2200 MPa. Assim, esta é a região crítica do punção, onde provavelmente ocorrerá a nucleação da trinca.

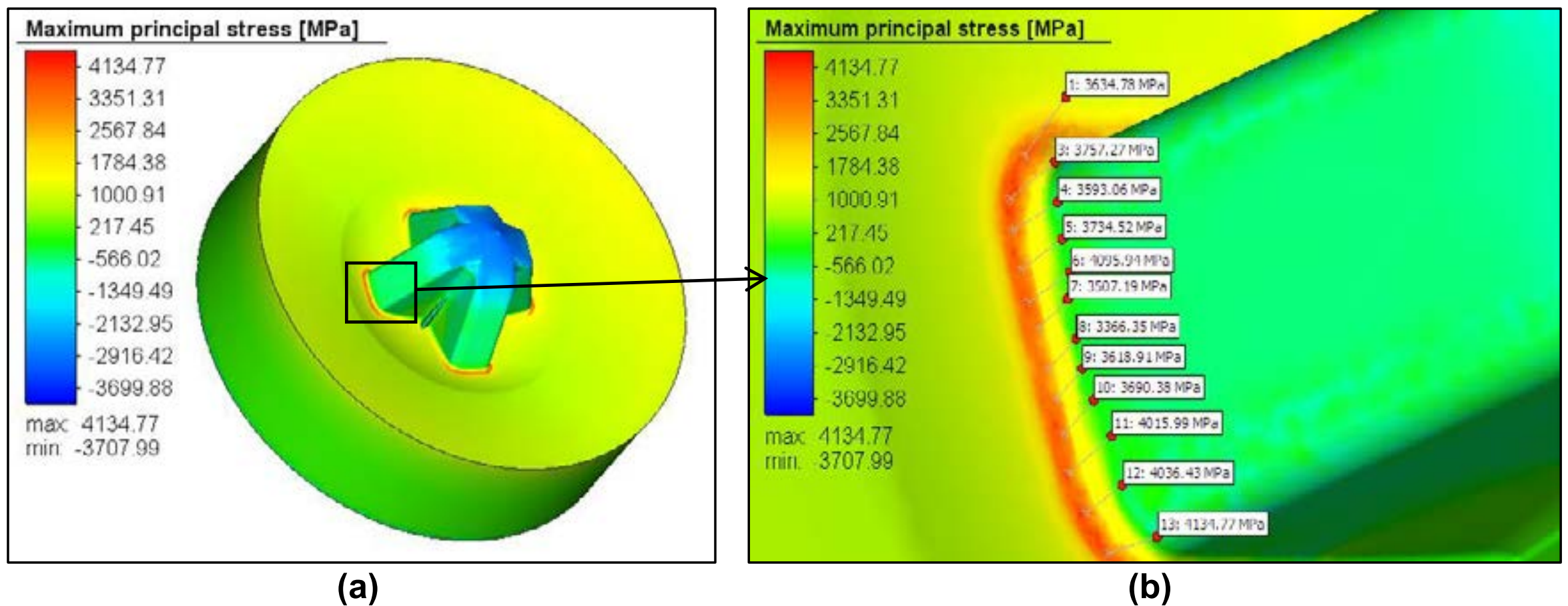


Figura 8: Resultado da Tensão Principal Máxima do punção Philips® mostrando (a) a distribuição das tensões no componente e (b) as tensões pontuais no raio de concordância do punção da Sequência de Conformação Original (SCO).

De modo a facilitar a visualização das regiões críticas da ferramenta-caso, a escala de tensões foi ajustada em relação ao limite de resistência do material. Com isso, podemos facilmente identificar na Figura 9 as regiões críticas, onde a tensão máxima principal é maior que 2200 MPa (regiões em vermelho).

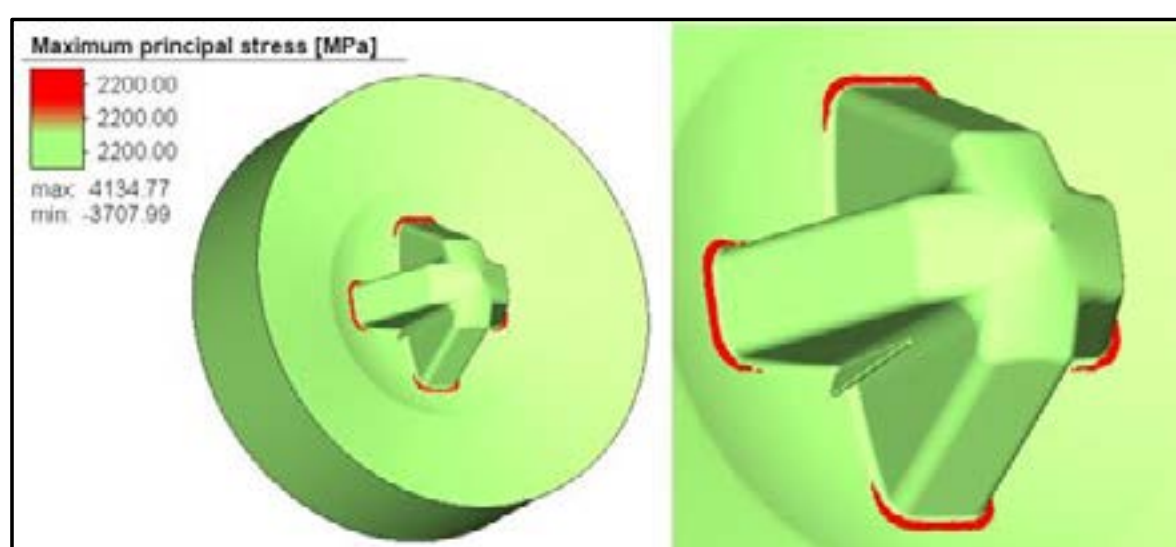


Figura 9: Regiões em vermelho representam as regiões críticas do punção Philips® da SCO.



Figura 10: Fratura do punção Philips® em detalhe.

Observando o formato da fratura ocorrida na ferramenta física na Figura 10, percebe-se que há forte correlação entre as regiões críticas identificadas na Figura 9.



## 4 PROPOSTA DE SOLUÇÃO

### 4.1 Elaboração da Nova Sequência de Conformação (NSC)

Após avaliar todos os resultados das análises realizadas, partiu-se para o desenvolvimento de uma nova sequência de conformação. Neste momento a simulação foi a ferramenta principal utilizada para desenvolver um processo que: (a) diminua o nível da tensão hidrostática no corpo do parafuso e (b) reduza o nível de Tensão Máxima Principal no punção Philips®.

Na elaboração de variações da sequência de conformação, duas operações receberam mais atenção:

- a 1<sup>o</sup> operação: pois é onde ocorrem as maiores deformações no corpo do parafuso, uma vez que as operações seguintes são responsáveis pela deformação da cabeça da peça;
- e, a 2<sup>o</sup> operação: pois é a pré-forma anterior a conformação da fenda Philips®, assim, o objetivo foi deixar esta pré-forma mais próxima da forma final, a fim de reduzir os esforços sobre o punção Philips®.

Após vários ciclos de *tryout* virtual no simulador para validação de diferentes sequências de conformação, obteve-se uma Nova Sequência de Conformação (NSC) (Figura 11 e Figura 12) que atendia aos requisitos anteriores.

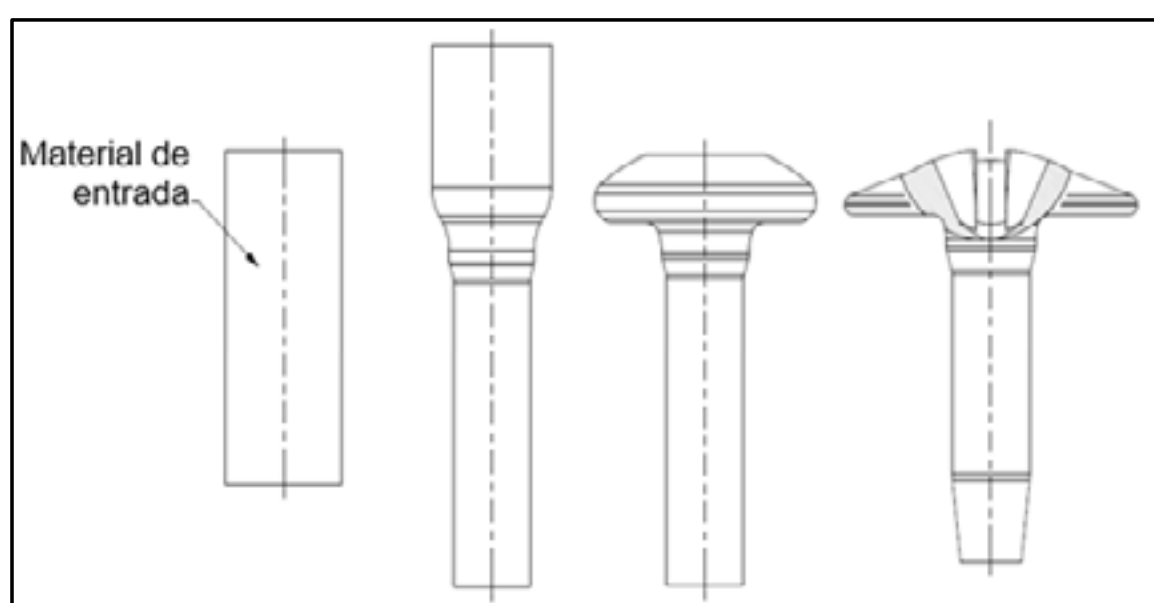


Figura 11: Nova Sequência de Conformação (NSC) da peça-caso desenvolvida de forma assistida por simulação.

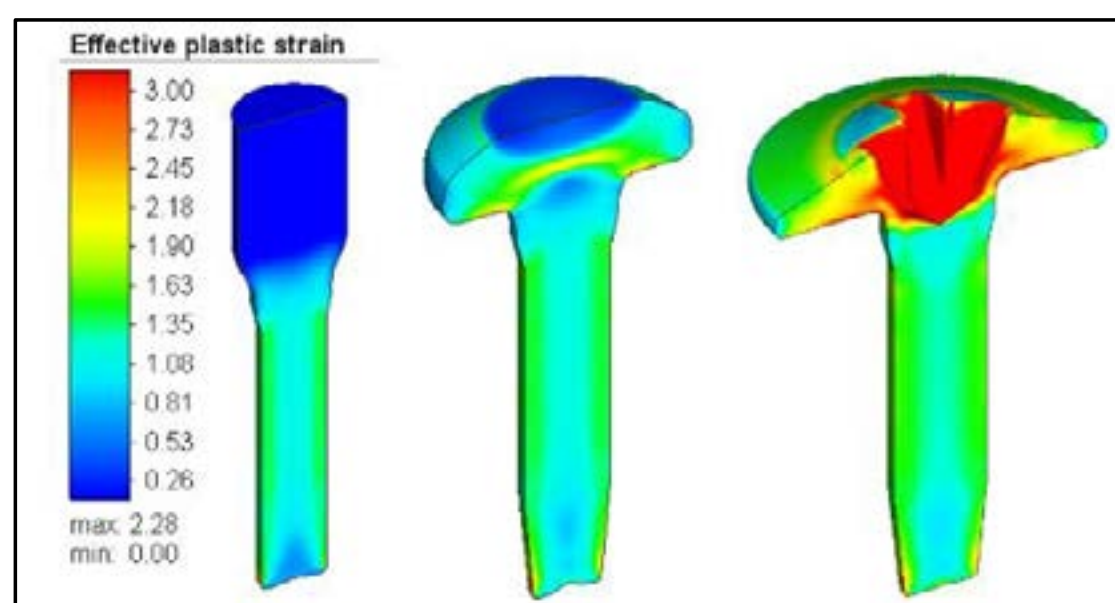


Figura 12: Resultado da deformação plástica efetiva da Nova Sequência de Conformação (NSC).

### 4.2 Análise da Nova Sequência de Conformação (NSC)

#### 4.2.1 Tensão Hidrostática na Peça-caso

A Figura 13 apresenta os níveis de tensão hidrostática das 1<sup>a</sup>, 2<sup>a</sup> e 3<sup>a</sup> operações resultantes da simulação da NSC.

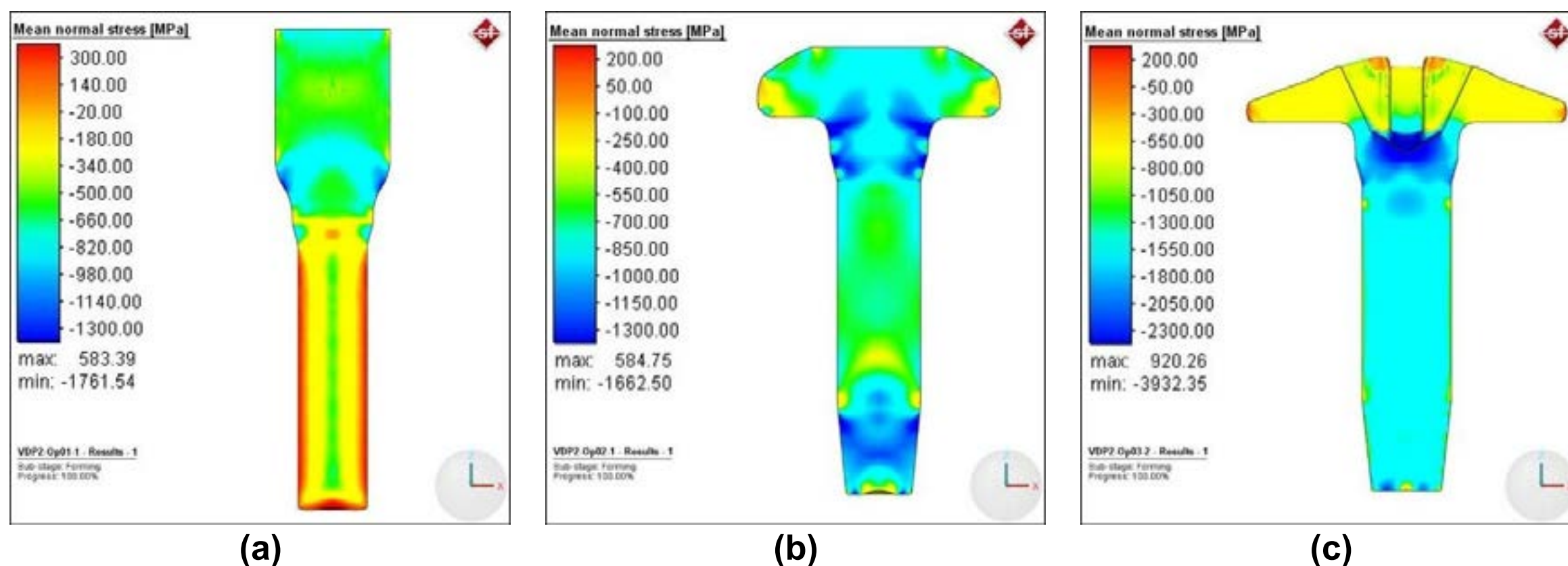


Figura 13: Tensão Hidrostática da (a) 1ª operação, (b) 2ª operação e (c) 3ª operação resultantes da simulação da Nova da Sequência de Conformação (NSC).

A Tabela 1 apresenta uma comparação dos valores de Tensão Hidrostática Máxima (THM) entre a SOC e a NSC. Nesta tabela podemos observar que na NSC, o nível da THM: (i) aumentou na 2ª operação, no entanto, seu valor é ainda menor que a 1ª operação da SOC; e (ii) teve a maior redução na 3ª operação, reduzido 55,4% em relação a mesma operação da SOC.

Tabela 1: Comparação dos valores de Tensão Hidrostática Máxima (tensão trativa) entre a Sequência Original de Conformação (SOC) e a Nova Sequência de Conformação (NSC).

Tensão Hidrostática Máxima			
Operação	SOC (MPa)	NSC (MPa)	Diferença relativa
1ª operação	640,0	590,0	-8,5%
2ª operação	460,0	590,0	22,0%
3ª operação	1.430,0	920,0	-55,4%

#### 4.2.2 Tensões Principal Máxima na Ferramenta-caso

A Figura 14 apresenta o resultado de Tensão Principal Máxima (TPM) da simulação das tensões no punção Philips® (ferramenta-caso) da NSC. Comparando com os resultados da SCO (Figura 8), observamos que o nível da TPM da NSC foi reduzido de 4134 MPa para 2838 MPa, isto significa, uma redução de 46%.

Apesar do valor de 2838 MPa ainda ser consideravelmente alto em relação ao limite de 2200 MPa, observando pontualmente as tensões na região crítica (Figura 14a), podemos ver que a alteração surtiu um efeito bastante positivo, visto que a maioria dos pontos medidos indicam tensões abaixo do valor de 2220 MPa.



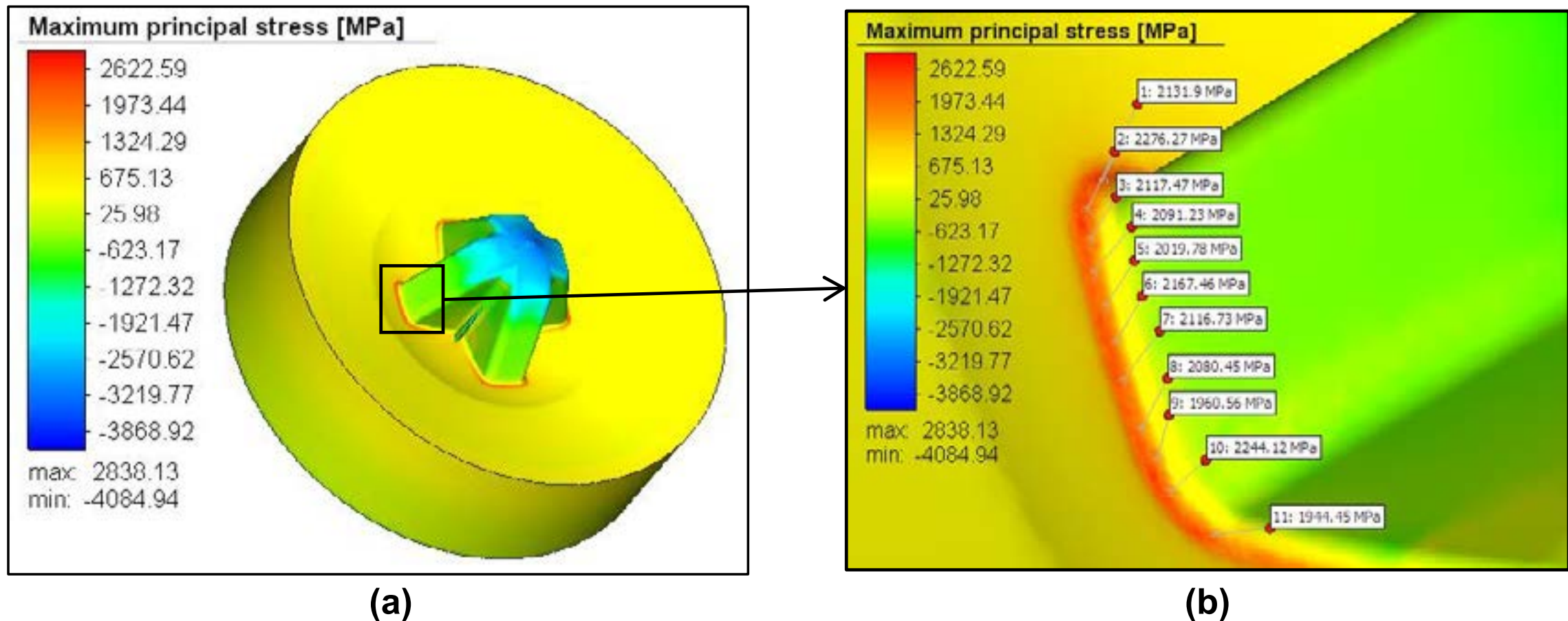


Figura 14: Resultado da Tensão Principal Máxima do punção Philips® mostrando (a) a distribuição das tensões no componente e (b) as tensões pontuais no raio de concordância do punção da Nova Sequência de Conformação (NSC).

No entanto, apesar desta redução considerável, como mostra a Figura 15, ainda existem algumas poucas regiões críticas em vermelho, onde a tensão máxima principal é maior que o limite de resistência do material (2200 MPa).

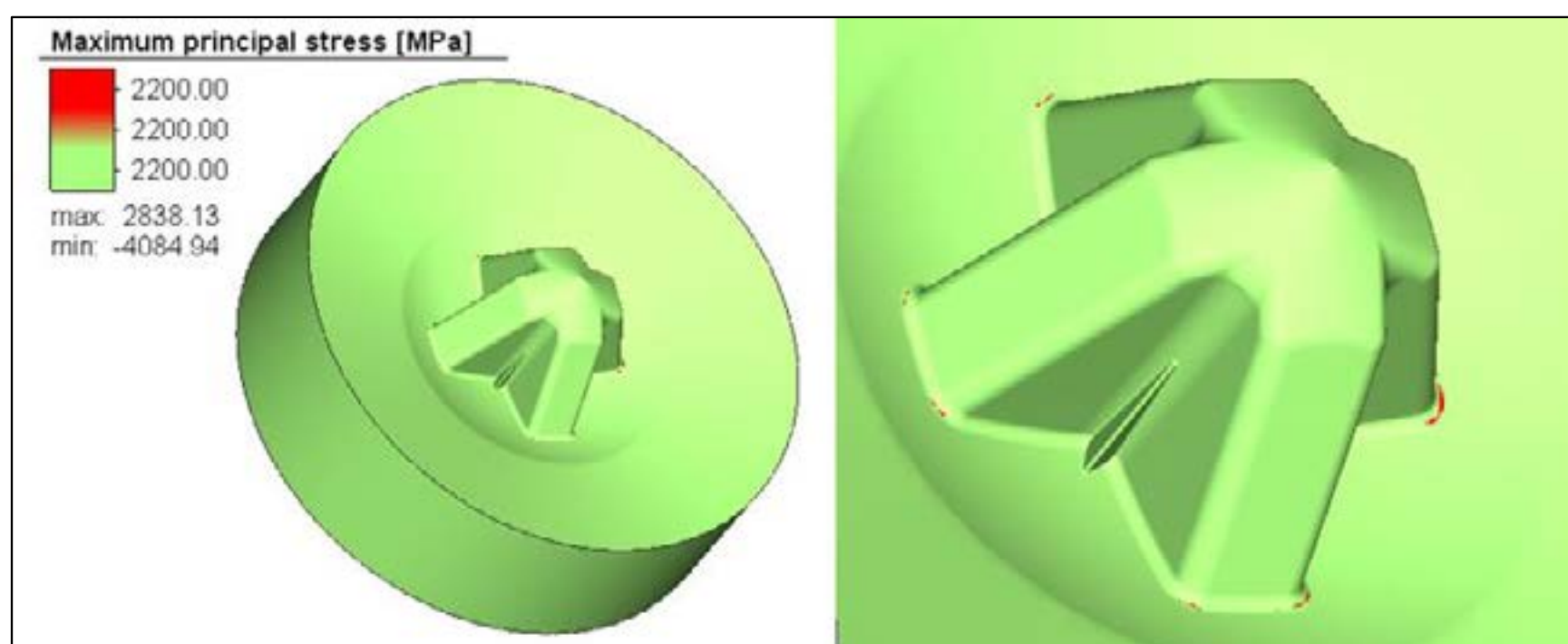


Figura 15: Regiões em vermelho representam as regiões críticas do punção Philips® da Nova da Sequência de Conformação (NSC).

#### 4.2.3 Carga de conformação

A última etapa de análise, foi avaliar as cargas envolvidas no processo. A comparação dos valores de Carga de Conformação entre a SOC e a NSC é apresentado na Tabela 2, onde podemos observar que as cargas: (i) da 1<sup>o</sup> e 3<sup>o</sup> operações foram reduzidas em 25% e 28% respectivamente; (ii) da 2<sup>o</sup> operação teve um aumento considerável (64%), o que já era esperado uma vez que houve uma maior deformação nesta operação a fim de reduzir os esforços da 3<sup>o</sup> operação, porém, como trata-se de um recalque simples, o processo seguiu conforme elaborado; e (iii) na soma total, a diferença foi desprezível, desta forma, a NSC foi aprovada e seguiu para o *tryout* físico em máquina.

Tabela 2: Comparação dos valores da carga de conformação entre a Sequência Original de Conformação (SOC) e a Nova Sequência de Conformação (NSC).

Carga de conformação			
Operação	SOC (kN)	NSC (kN)	Diferença relativa
1º operação	20	16	-25%
2º operação	18	50	64%
3º operação	106	83	-28%
TOTAL	144	149	3,4%

### 4.3 Teste Físico da Nova Sequência de Conformação (NSC)

O objetivo do *tryout* físico foi validar em máquina a NSC desenvolvida de forma assistida por simulação. As peças resultantes do *tryout* físico são apresentadas na Figura 16.

Durante o *tryout* físico, foram consumidos 2 punções Philips® para fabricação de 27.500 peças, apresentando vida útil média de 13.700 peças. Isto representa um aumento na ordem de 15x na vida útil da ferramenta na NSC em relação a SCO (900 peças em média).



Figura 16: Resultado do tryout físico da Nova Sequência de Conformação (NSC).

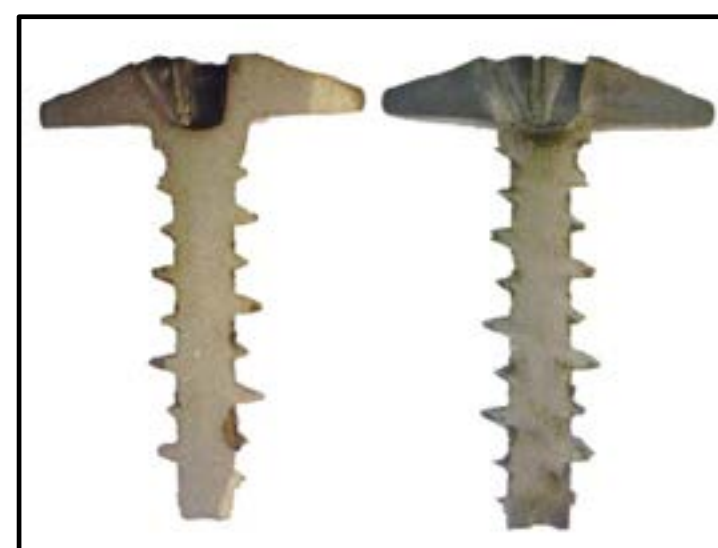


Figura 17: Resultado da macrografia do produto da Nova Sequência de Conformação (NSC).

Após a laminação da rosca, foi realizado o ensaio de macrografia em aproximadamente 20 produtos ao longo da produção, com o objetivo de verificar possíveis descontinuidades internas. Como mostra a Figura 17, não foram identificadas descontinuidades.

## 5 CONCLUSÕES

A simulação computacional, a muito já comprovou sua eficácia em várias áreas de desenvolvimento. Nos processos de conformação a frio, ela é uma grande aliada, pois são processos que envolvem altos estados de tensão, o que requer alto desempenho das ferramentas utilizadas.

Devido ao ritmo acelerado das empresas e a necessidade de prazos cada vez menores no



desenvolvimento de produtos e processos, ainda é comum a utilização métodos empíricos no desenvolvimento de novos processos, baseados na experiência com situações semelhantes.

Como pode ser observado através deste estudo de caso, a utilização de simulação permite análises bastante assertivas na resolução de problemas encontrados nos processos de conformação a frio. Este trabalho reforça ainda mais a importância deste tipo de ferramenta, pois demonstra a importância que a simulação teve na resolução de dois problemas encontrados no desenvolvimento do processo.

Apesar de resultados preliminares positivos, a vida útil da ferramenta ainda é baixa quando comparada a seus pares semelhantes. Como mostrou a Figura 15, ainda existem regiões críticas na ferramenta. Como a ferramenta em questão atualmente é uma geometria standard de mercado, atualmente importada, o estudo se limitou a modificar somente as geometrias das pré-formas da peça. Como trabalho futuro, serão avaliadas sugestões de alteração na geometria da ferramenta em sua região crítica, de modo a baixar ainda mais as concentrações de tensões.

## 6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. **ASM International.** *ASM Handbook, volume 11: Failure Analysis and Prevention.* s.l.: ASM International, 2002.
2. **Simufact Engineering.** Die Load and Reinforcement. *Tutorial of Simufact.Forming 16.0.* Hamburg : Simufact Engineering GmbH, 2019.
3. **Gomes, Luciano Silva.** *Estudo comparativo entre o aço M2 e o aço DIN 50 NiCr13 no processo de conformação a frio.* São Paulo : Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais e Nanotecnologia) - Universidade Presbiteriana Mackenzie, 2019.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Determinación de las causas de un Defecto de Rayado en la Superficie de un Envase de Aluminio Extruido en Frío

German R. Abate <sup>(1)</sup>

Daniela Perez <sup>(2)</sup>

Daniel O. Martinez Krahmer <sup>(3)</sup>

### ABSTRACT

There are many variables in a cold extrusion process which affect the surface finish very differently when forming a specific geometry.

At the same time, the evolution of the packaging requires higher surface quality, in order to comply with the parameters established by the market. In this paper we analyzed the cause of the generation of surface marks during the forming process, which produce, in containers whose design includes areas without paint, the rejection of the product.

FEA help product developers identify the variables which most significantly influence critical outputs such as die filling, forging load, forming energy, die wear, etc.

In this paper, we study the influence of: starting material, lubricant, aluminum particles, tool geometry and, material behavior. Each one is evaluated with different techniques, including Scanning Electron Microscope, over the starting material surface, lubricant and aluminum particles, FEA analyzing over forge load and energy required to complete the forging, and visual analyze over the container surface.

This analysis of the process has allowed us to identify the origin of the packaging defect during extrusion, as well as evaluate proposals from a technical perspective, to achieve greater stability during manufacturing.

**Key words — Cold extrusion, aluminum, scratch, FEA, container.**

### 1. INTRODUCCIÓN

La extrusión inversa de tejos de aluminio es un proceso difundido a nivel internacional, para la obtención de envases. A su vez, como estos diseños evolucionan, requieren cada vez mayores calidades superficiales, para cumplir con los parámetros establecidos por el mercado.

En este trabajo, se analizaron las posibles razones que pueden promover la generación de marcas superficiales durante el proceso de conformado, las cuales producen, en envases cuyo diseño contempla zonas sin pintura, el rechazo del producto.

Las etapas de fabricación involucran: el laminado de flejes de aluminio, el punzonado para la obtención del tejo (material de partida), el batido mediante el cual se genera una película de lubricante

<sup>(1)</sup> Mechanical Engineer; INTI – UNLZ, gabate@inti.gob.ar, Buenos Aires, Argentina.

<sup>(2)</sup> Adv. mechanical engineering student; INTI-UNLZ, djperez@inti.gob.ar, Buenos Aires, Argentina.

<sup>(3)</sup> Professor, Mechanical Engineer; INTI - UNLZ, dmartinez@inti.gob.ar, Buenos Aires, Argentina.



sobre la superficie del tejo, y por último, el proceso de extrusión inversa donde se conforma el envase. La matricería empleada se compone de dos elementos, un cilindro de metal duro y una base de acero para herramientas vinculados entre sí con interferencia, con un proceso de zunchado.

Con el objetivo de encontrar las posibles causas del citado defecto, se han estudiado en detalle cada una de las fases que componen la fabricación de los envases.

Se han observado las superficies de los tejos, así como de muestras de polvo y lubricante con un microscopio de barrido electrónico, a fin de comprobar la existencia de partículas y óxidos potenciales causantes del rayado.

En relación al herramental, se ha cortado mediante electroerosión por hilo, una matriz extraída del proceso, con la finalidad de observar en detalle la zona de engarce, y su posible influencia en la generación del defecto en combinación con el lubricante y el particulado en suspensión.

En lo que hace al proceso, se ha utilizado simulación numérica con el objetivo de determinar la temperatura en el herramental, la presión de contacto y el flujo de material a lo largo del conformado. Dado que el herramental está compuesto por dos componentes zunchados, se ha efectuado el análisis por simulación de las tensiones generadas en el herramental.

Este análisis del proceso nos ha permitido identificar el origen del defecto de los envases durante la extrusión, así como también evaluar propuestas desde una perspectiva técnica, para alcanzar una mayor estabilidad durante la fabricación.

## 2. METODOLOGÍA

### 2.1 Simulación numérica del proceso de conformado del envase

#### 2.1.1 Simulación numérica 2D

##### 2.1.1.1 Datos de entrada

La matricería utilizada en el modelo se muestra en la figura 1.



**Figura 1** – Conjunto matricería

En cuanto al tejo de partida, fue relevado geoméricamente a partir de muestras de producción.



**Figura 2** – Digitalización del tejo relevado

El comportamiento plástico del material se corresponde con una aleación de Al 99.5% presente en la librería del software de simulación por elementos finitos Simufact.Forming.

$$\sigma_F = c_1 \cdot e^{(c_2 \cdot T)} \cdot \varphi^{(n_1 \cdot T + n_2)} \cdot e^{\left(\frac{l_1 \cdot T + l_2}{\varphi}\right)} \cdot \dot{\varphi}^{(m_1 \cdot T + m_2)} \quad (1)$$

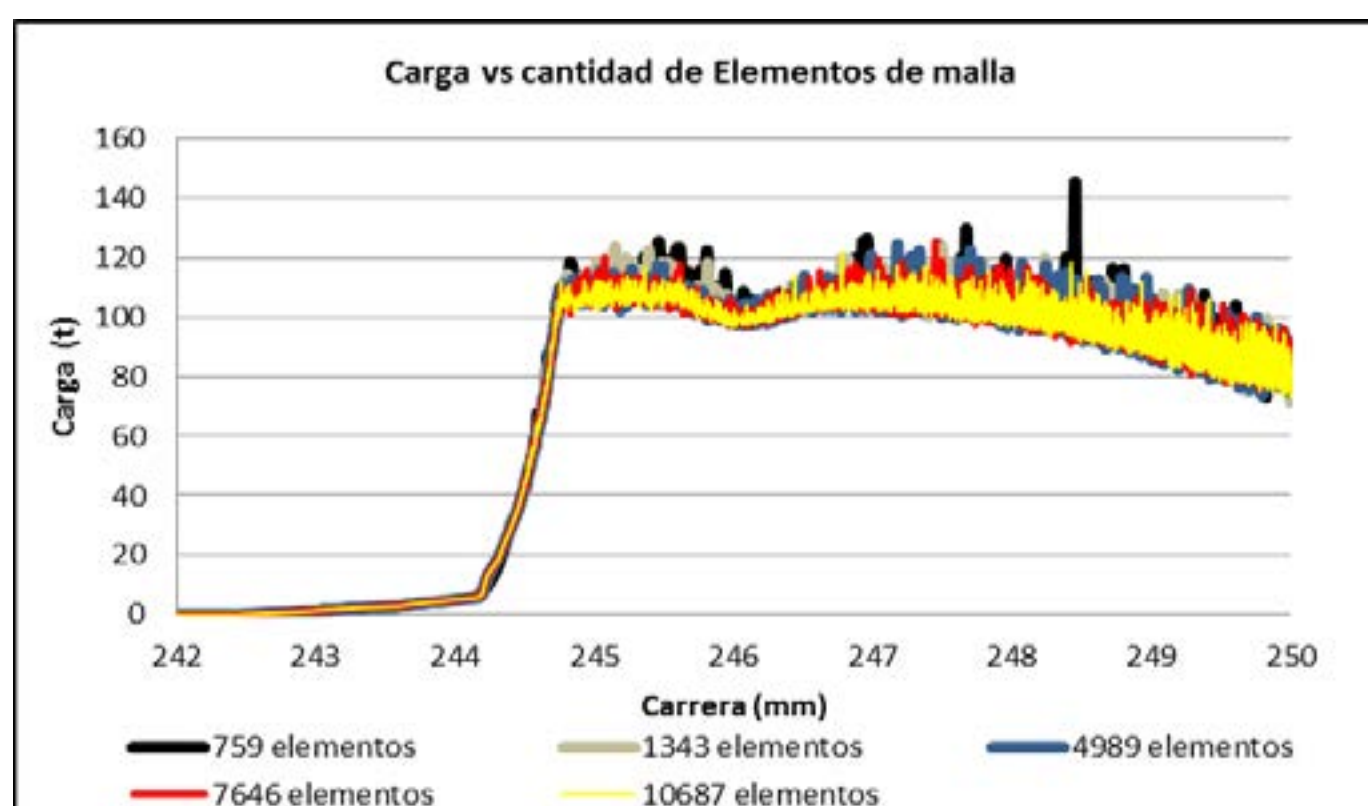
**Tabla 1:** Parámetros de la ecuación de Comportamiento del material

Name	Abbr.	Value	
Temperature min T		20.0	°C
Temperature max T		240.0	°C
Strain min	$\varphi$	0.05	-
Strain max	$\varphi$	1.0	-
Strain rate min	$\dot{\varphi}$	0.01	1/s
Strain rate max	$\dot{\varphi}$	63.0	1/s
Parameter 01	c1	161.437	-
Parameter 02	c2	-0.00186541	-
Parameter 03	n1	3.95844e 5	-
Parameter 04	n2	0.170173	-
Parameter 05	l1	3.87661e-5	-
Parameter 06	l2	-0.0122739	-
Parameter 07	m1	0.000185313	-
Parameter 08	m2	0.0221668	-

La prensa utilizada es una mecánica de 250 mm de carrera, con un largo de biela de 500 mm y una velocidad de rotación de 250 rpm. En cuanto a los parámetros de proceso, las matrices no fueron precalentadas, así como tampoco los tejos. El coeficiente de fricción empleado es el que figura para deformación en frío del par de materiales Aluminio-Acero (combinado  $\mu=0.05$  y shear  $m=0.08$ ). La carrera del punzón fue la necesaria para que en el fondo del recipiente resulte con un espesor de 0.4mm.

### 2.1.1.2 Convergencia de malla para puesta a punto de la simulación

En relación al tamaño de la malla a utilizar, se procedió por iteración, empleando cinco tamaños diferentes. Este proceso fue estrictamente necesario, con el objetivo de usar el mayor tamaño posible, que produzca resultados representativos del proceso.

**Figura 3 –** Carga necesaria para el conformado vs Tamaño de malla

Como resultado de las simulaciones para los cinco tipos de mallas evaluadas se obtuvieron las curvas de carga en función de la carrera del punzón (figura 3). A partir de ellas podemos observar que, conforme aumenta el tamaño de la malla (pocos elementos), se incrementan los valores “pico” (máximos que no se explican por la continuidad del proceso). Mientras que, cuanto mayor es la cantidad de elementos (elementos más pequeños), el comportamiento del valor de carga es más homogéneo.

Dado que el aumento en la cantidad de elementos tiene como consecuencia un costo computacional derivado del mayor tiempo demandado para la simulación, se considera que 4989 elementos muestran una estabilidad en los valores de carga, a la vez que permiten un tiempo de simulación razonable.

759 elementos

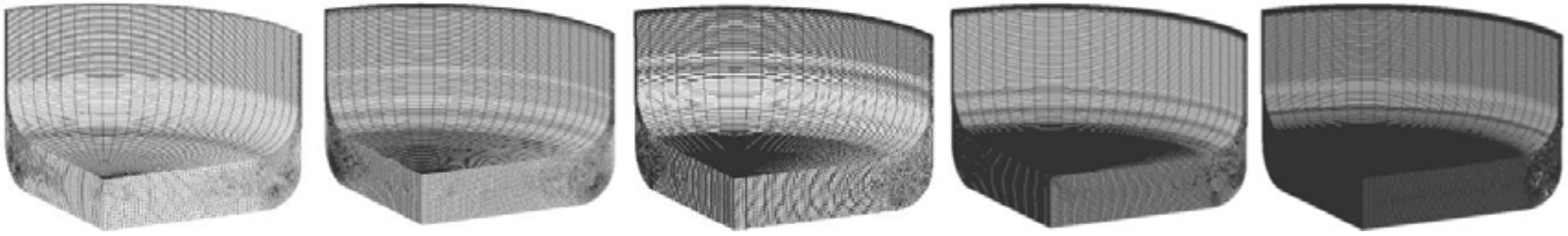
1343 elementos

4989 elementos

7646 elementos

10687 elementos



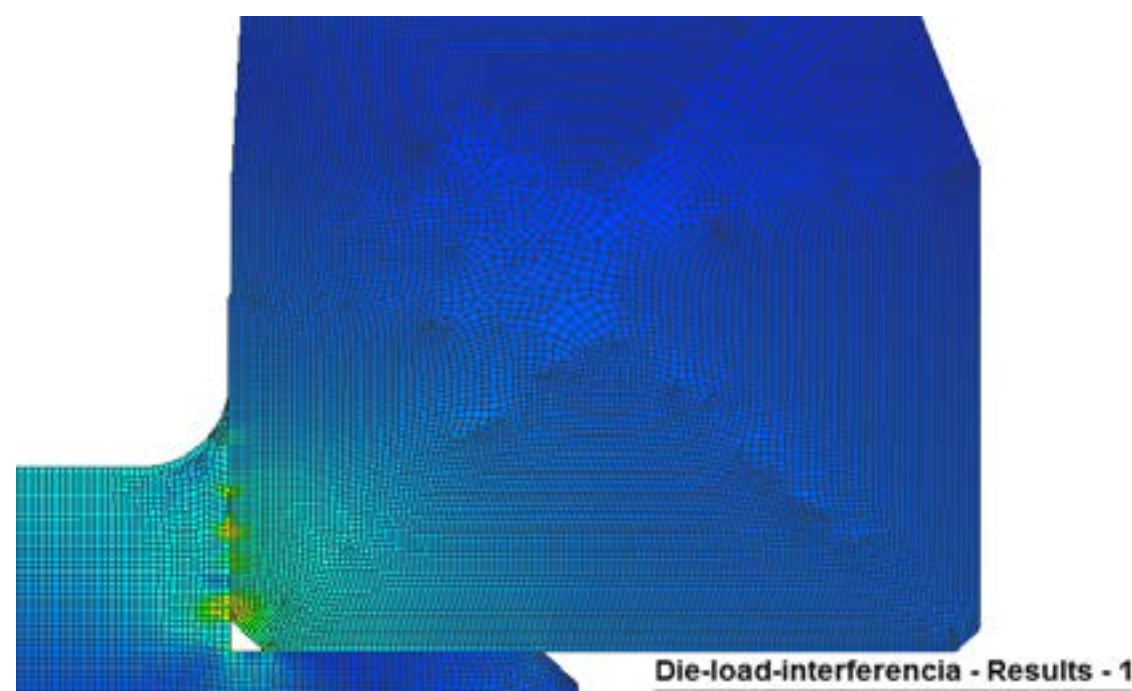


**Figura 4** – Imagen comparativa de la cantidad de elementos utilizados

### 2.1.1.3 Tensiones generadas en la matricería

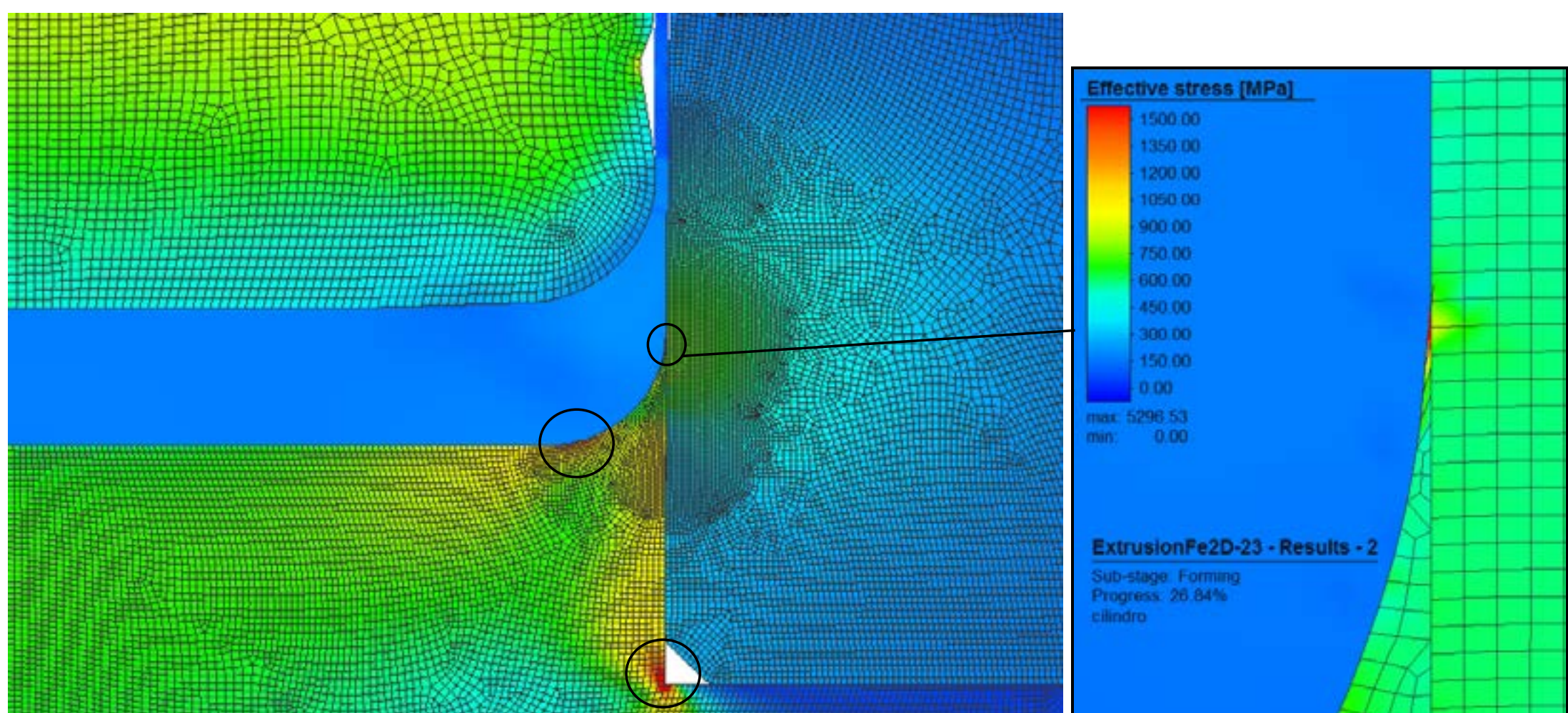
Las tensiones generadas en la matricería permiten visualizar sobrecargas derivadas del diseño de la matricería, en combinación con la geometría final a alcanzar. El objetivo particular de este análisis es evaluar el comportamiento de la zona de engarce, es decir, de la unión resultante entre la base de la matricería y el cilindro que calibra el diámetro exterior del envase.

Dado que existe una vinculación por interferencia entre ambas piezas, se realizó una simulación del proceso de zunchado entre el cilindro y la base de la matriz, para tomar en consideración las tensiones generadas por dicho proceso.



**Figura 5** – Tensiones generadas en el proceso de zunchado

La importancia de la reproducción del proceso de zunchado radica, el equilibrio de tensiones que se genera al final del proceso de conformado es influenciado por las tensiones previas en el herramental.



**Figura 6** – Zonas de tensiones máximas generadas durante el proceso de extrusión

Las tensiones generadas en el conjunto de engarce, cuando se alcanza el momento de máxima carga, están en el orden de los 800 MPa. Estos valores son indicados en la bibliografía como

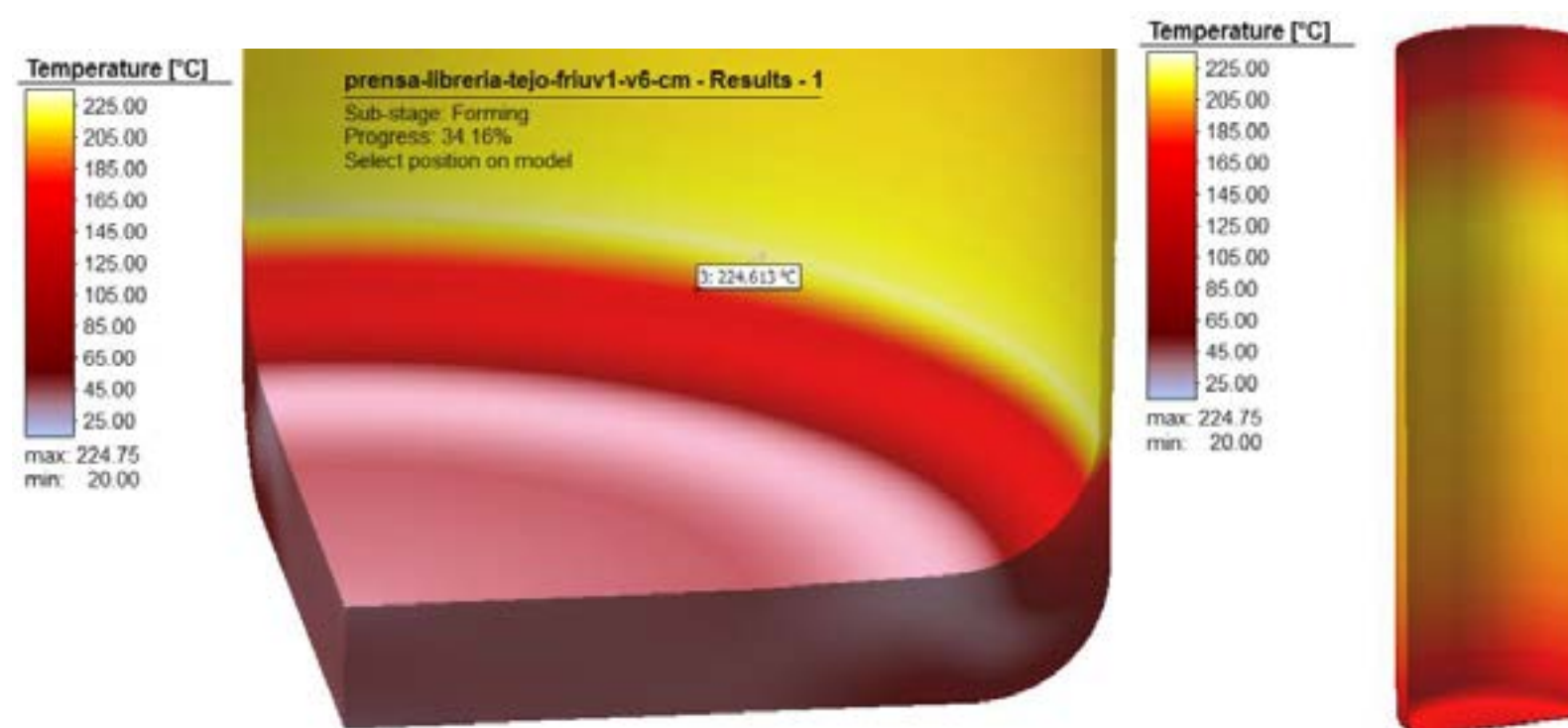


aceptables para un herramental de acero para herramientas, con su correspondiente tratamiento térmico de temple y revenido [1]. Sin embargo, hay zonas puntuales donde las tensiones fueron sensiblemente mayores (ver figura 6).

Particularmente, la zona más fina de la unión entre la base y el cilindro genera tensiones sensiblemente superiores, pudiendo derivar en la rotura o desgaste prematuro de dicha zona.

#### 2.1.1.4 Temperatura del material durante la deformación plástica

Debido al trabajo de deformación realizado, el material alcanzaría durante el proceso de extrusión inversa una temperatura máxima de unos 225°C.



**Figura 7** – Temperaturas generadas durante el proceso de extrusión

La temperatura máxima se presenta al 35% del recorrido del punzón, en la unión del radio de fondo con la pared cilíndrica del envase, como consecuencia de la gran velocidad de deformación del material. Posteriormente, como la generación de calor es menor, la mayor temperatura se concentra a la mitad de la altura del envase ya conformado, tal como se muestra en la figura 7 a la derecha.

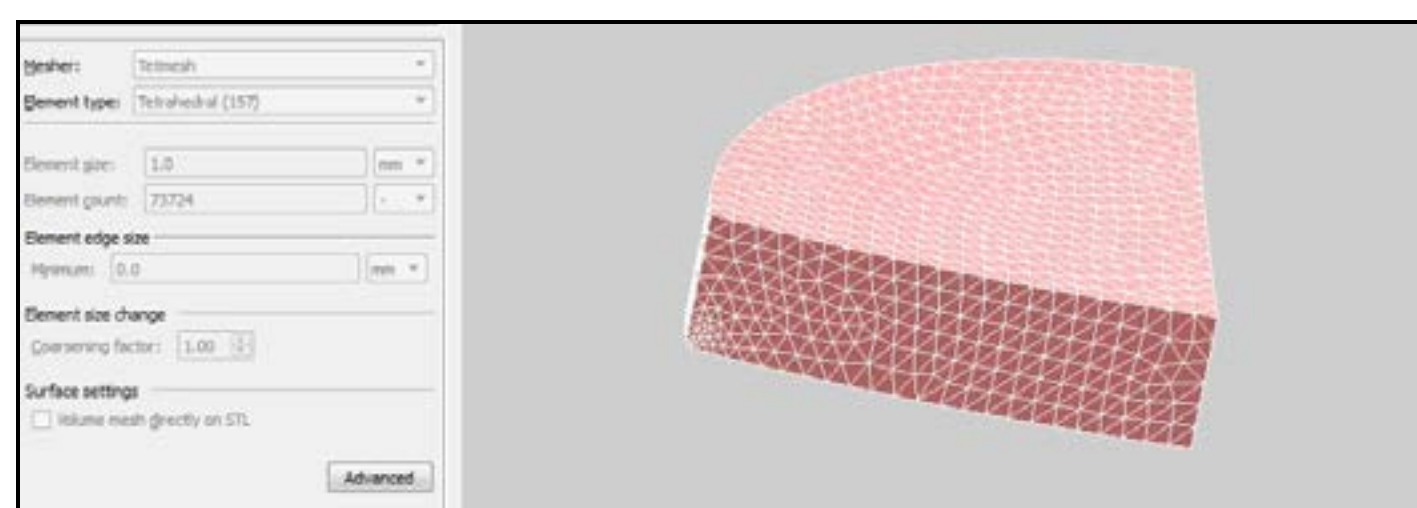
#### 2.1.2 Simulación numérica 3D

##### 2.1.2.1 Características

Los parámetros de simulación fueron los mismos que los utilizados en 2D, a excepción del material de partida el cual corresponde a una fracción de 90°, aprovechando la simetría del producto.

##### 2.1.2.2 Etapas de simulación

Convergencia de malla: se utilizó un solo tamaño de malla, como consecuencia del tiempo necesario para el desarrollo de la simulación.



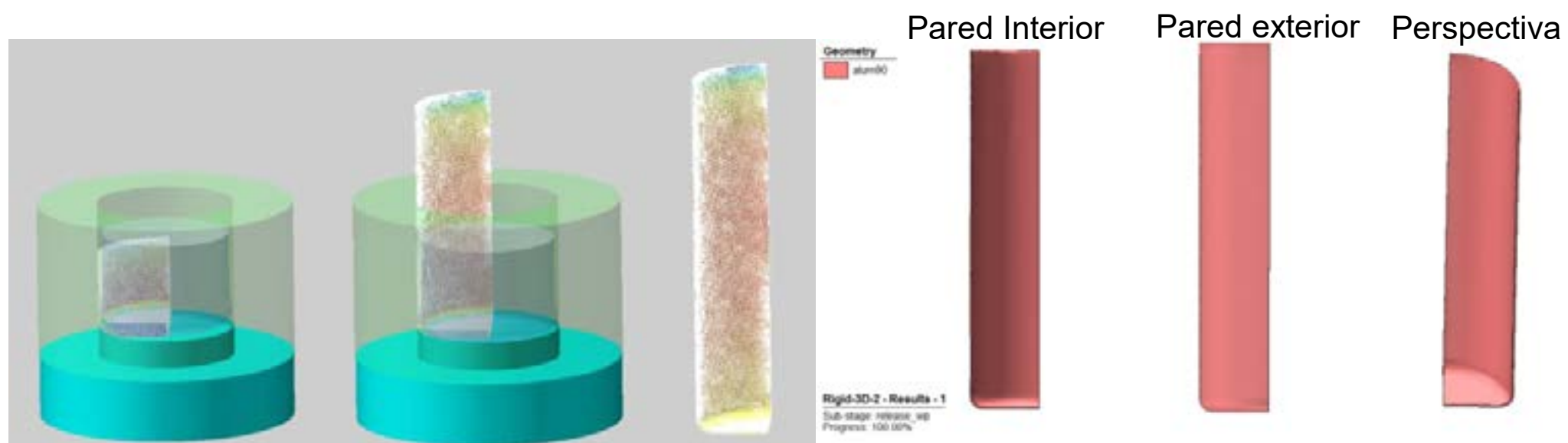
**Figura 8** – Cantidad de elementos utilizados para el modelado en 3D



### 2.1.2.3 Resultados de la simulación

La simulación en volumen del proceso de extrusión permite determinar la posible generación de defectos, con los parámetros del proceso utilizados en planta.

En la figura 9 podemos observar el conformado del envase con el tamaño de malla empleado para la simulación por elementos finitos.



**Figura 9** – Progresión de la simulación en 3D

Analizando los resultados geométricos de la simulación en 3D podemos observar que, no se presentan defectos superficiales, pliegues o marcas sobre la superficie de los envases.

## 2.2 Análisis de la matricería recibida

### 2.2.1 Análisis de la matricería completa

Para el análisis de la matricería se decidió tomar dos acciones:

- 1) Observarla al microscopio tal y como fue recibida,
- 2) Evaluar una sección correspondiente al corte obtenido por electroerosión por hilo.

El conjunto se encuentra compuesto por tres partes:

- a) Cilindro (aro) que determina el diámetro exterior del envase,
- b) Fondo de la matricería, el cual se encuentra unido al cilindro por interferencia,
- c) Un tercer cuerpo que tiene por finalidad darle rigidez a la totalidad del conjunto ensamblado (ver figura 12 derecha).



**Figura 10** – Vista superior de la matricería

La imagen de la figura anterior nos permite observar una gran cantidad de polvo adherido. Cabe

destacar que esta matriz fue retirada en servicio, habiendo cumplido con su ciclo de producción (es decir, desgastada).



**Figura 11** – Combinación de polvo y lubricante en el interior de la matriz

En la figura 11 puede observarse acumulación de polvo y lubricante, tanto en la zona del engarce entre el cilindro y la base, así como también en la descarga del cilindro. Asimismo la base de la matricería presenta marcas radiales en el sentido de desplazamiento del material.

### 2.2.2 Análisis de la zona de engarce

El conjunto fue cortado por electroerosión por hilo con el objetivo de poder observar en la lupa la geometría resultante en la zona del engarce. Para ello, se realizó un corte de 45° de la totalidad del conjunto, tal como se muestra en la figura siguiente.



**Figura 12** – Corte transversal del conjunto aro-base



**Figura 13** – Corte transversal del conjunto aro-base

En la figura anterior podemos observar que, la zona de engarce posee un perfil notoriamente agudo y es allí donde se visualizan las deformaciones plásticas que derivaron en la inutilización del conjunto. Esta situación coincide con lo previamente manifestado, durante el análisis de tensiones obtenidas por simulación.

Cabe también destacar que, la zona del engarce se encuentra próxima a la de mayor



generación de temperatura durante el proceso de extrusión, con lo cual, la combinación de presencia de polvo, leves deformaciones de la zona con mayor tensión, unión física de dos elementos, y temperaturas superiores a los 200°C, podrían generar las condiciones de adhesión, que produzcan finalmente defectos en el envase.



**Figura 14** – Corte transversal del conjunto aro-base

Dada la calidad del corte realizado, en la figura 14 a la derecha no es posible observar la zona de unión, base-cilindro. En la imagen de la izquierda se visualiza la deformación plástica explicada en la figura anterior, y dada la irregularidad existente en el perímetro de la unión de la base y el cilindro, estas inconsistencias geométricas podrían explicar la acumulación de polvo de aluminio particularmente en ese lugar.



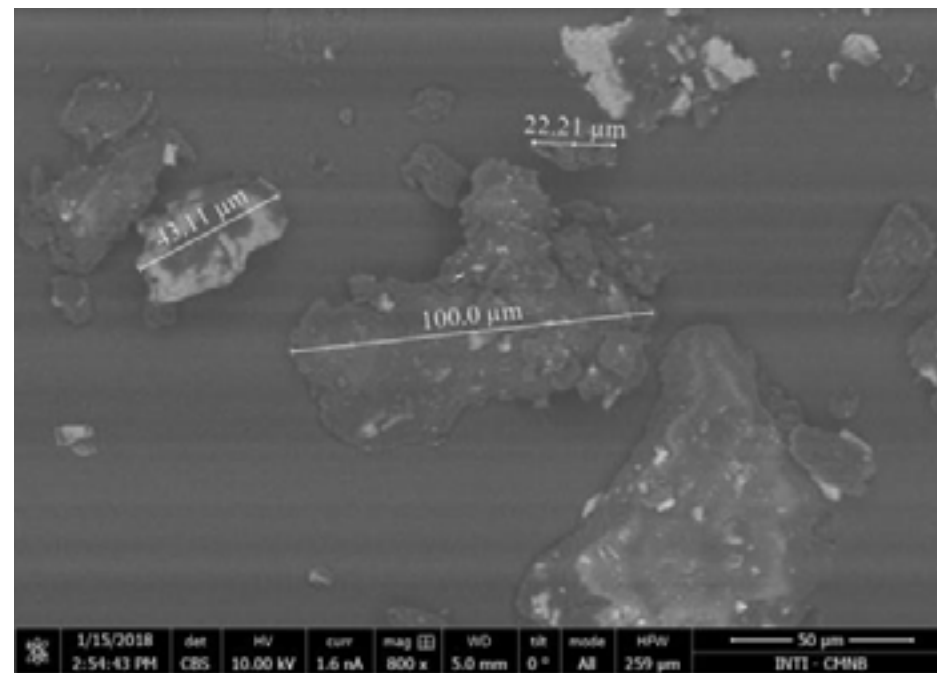
**Figura 15** – Corte transversal del aro

En la figura 15 se observan dos marcas en la superficie interior del aro. La línea superior se corresponde con el rebaje o descarga, y la línea inferior, con la zona de unión con la base de la matriz. Observando en detalle esta última vemos que su perfil es irregular, lo que se corresponde con las deformaciones observadas en la figura 13.

## 2.3 Microscopía de Barrido Electrónico

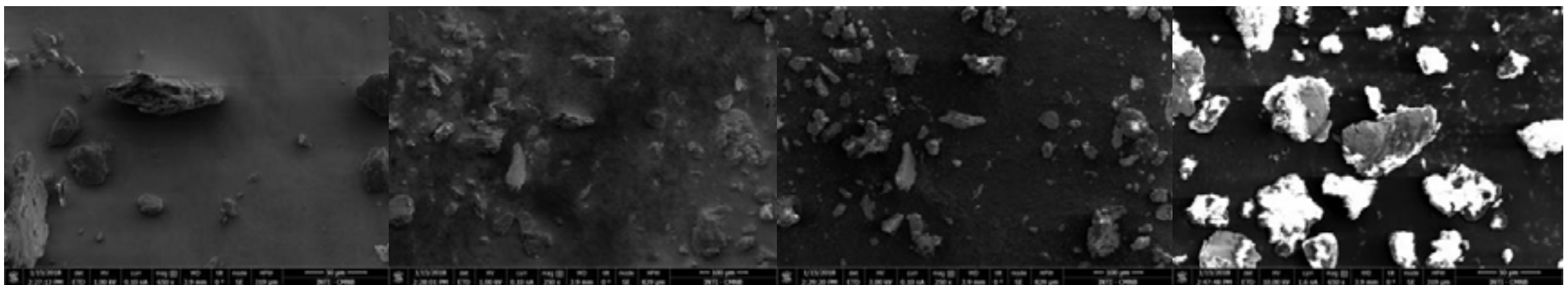
### 2.3.1 Análisis de muestras de polvo obtenidas en el alimentador de tejos

Se extrajo polvo del alimentador previo al proceso de extrusión, y se observó con el microscopio, tanto la morfología, como el tamaño de las partículas presentes.



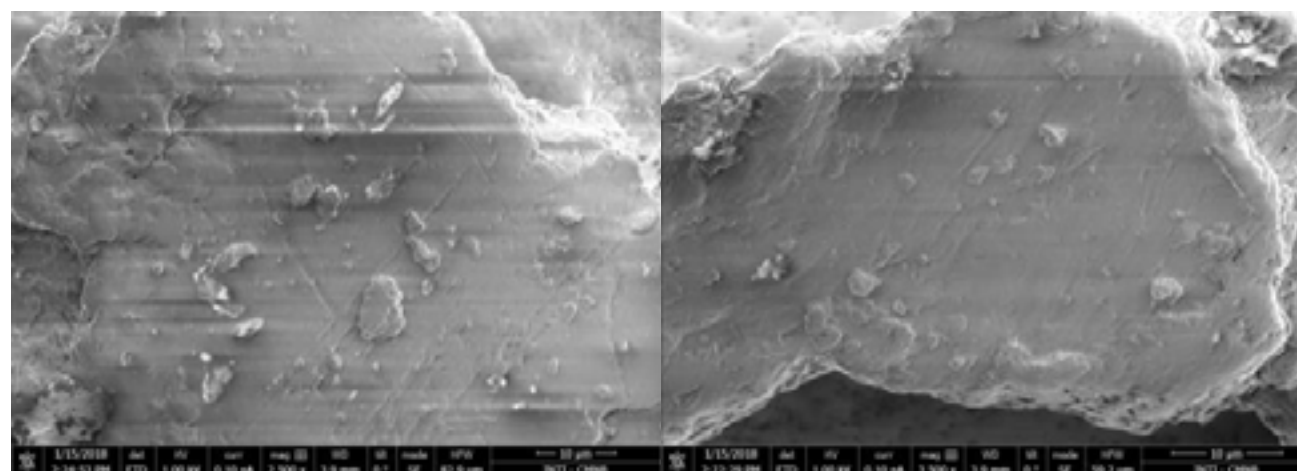
**Figura 16** – Imagen SEM del polvo del alimentador

En esta imagen puede observarse que el tamaño de las partículas de aluminio presentes en la muestra tienen dimensiones comprendidas entre 22 μm y 100 μm.



**Figura 17** – Imagen SEM del polvo del alimentador y su distribución

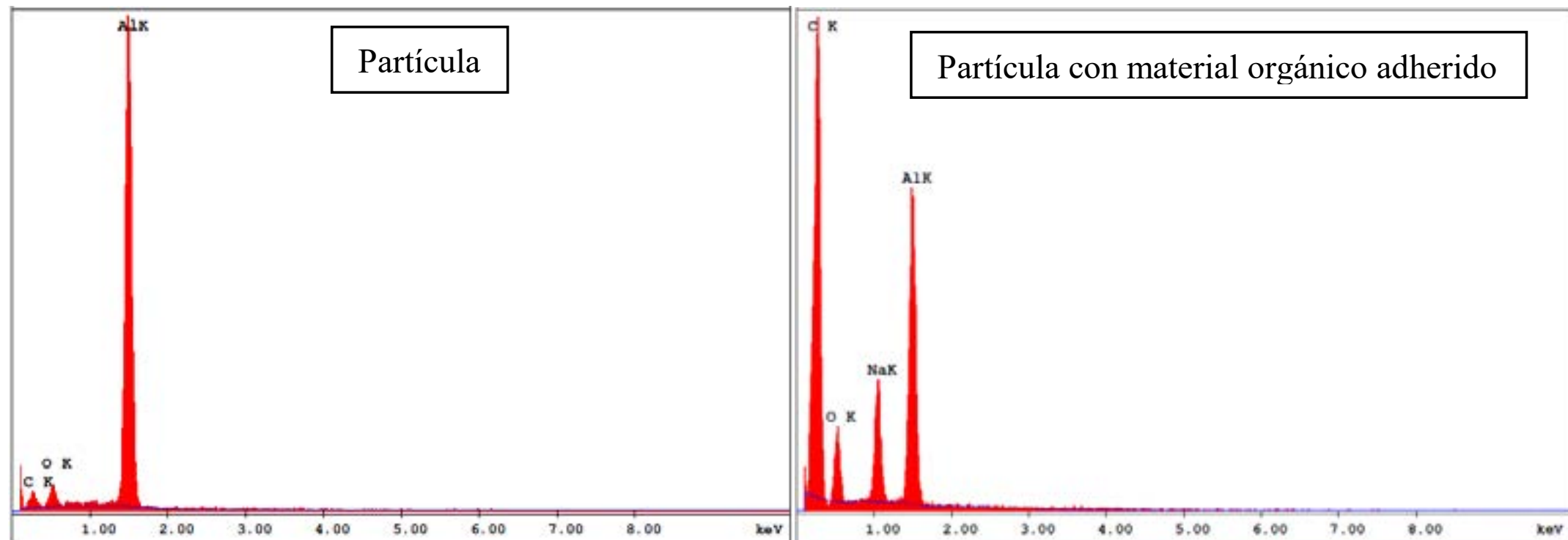
La distribución de tamaño y morfología de las partículas es heterogénea. Asimismo, algunas de ellas poseen zonas brillantes, lo cual es indicativo de la presencia de un material orgánico adherido.



**Figura 18** – Imagen SEM de una partícula

Con el objetivo de determinar la composición química de los elementos presentes en las muestras de polvo, se realizó un EDAX sobre partículas con y sin material orgánico adherido. El análisis de la composición permite determinar si en el polvillo analizado se encuentran partículas ferrosas, resultantes del desgaste del sistema mecánico de alimentación de tejos, silicio o algún otro material abrasivo, que pudiera dañar las superficies de los envases una vez dentro de la matriz. A su vez nos resulta de utilidad determinar si las partículas de aluminio presentan signos de oxidación, dado que la alúmina posee una dureza superior al aluminio.





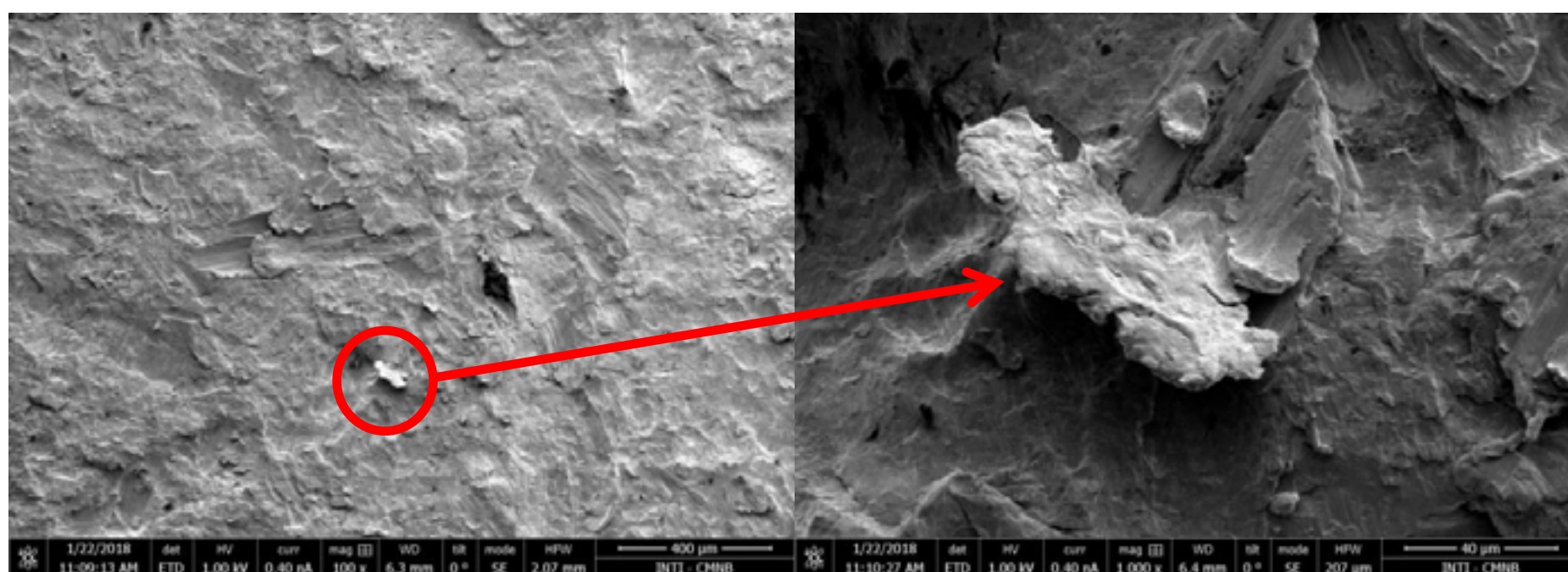
**Figura 19** – EDAX sobre una partícula y sobre partícula con material orgánico adherido

Sobre las partículas donde no se observó material orgánico adherido, se pudo establecer la presencia casi exclusiva de aluminio puro. Todas las partículas examinadas presentaron la misma respuesta, con lo cual el polvo presente en el alimentador es aluminio que no se ha oxidado, y que proviene del rozamiento entre los tejos.

Sobre las partículas de aluminio donde se veían material orgánico adherido, la composición química resultante se corresponde con el lubricante utilizado por la empresa (estearato de Sodio), y con la presencia de aluminio correspondiente a la partícula.

### 2.3.2 Análisis de tejos con y sin lubricante

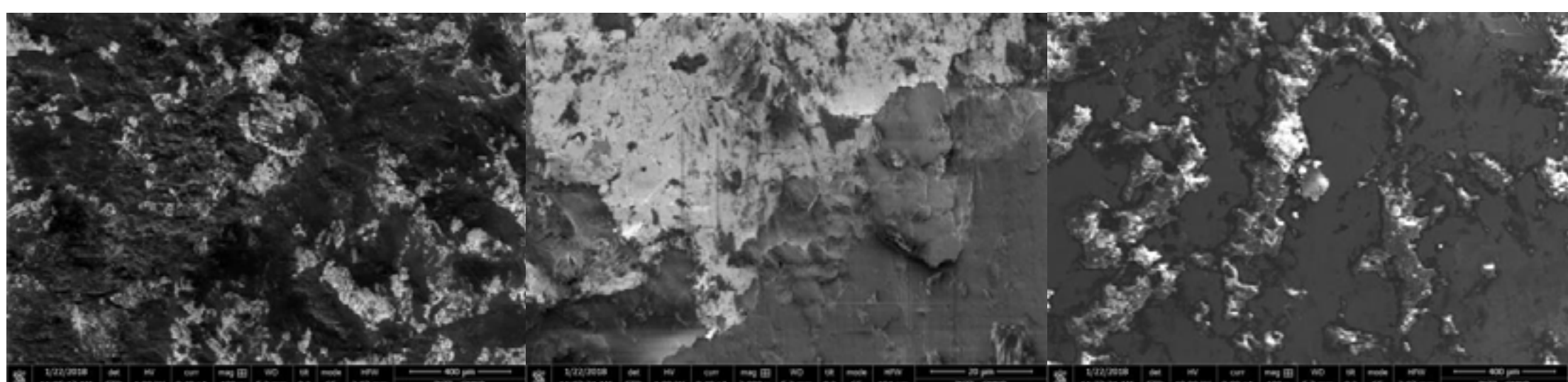
Se analizaron al microscopio tejos con y sin lubricante, con la finalidad de observar sobre su superficie la posible presencia de elementos contaminantes, así como también, oxidación superficial. A continuación se muestra la superficie de los tejos sin lubricar:



**Figura 20** – Imagen SEM de un tejo sin lubricar

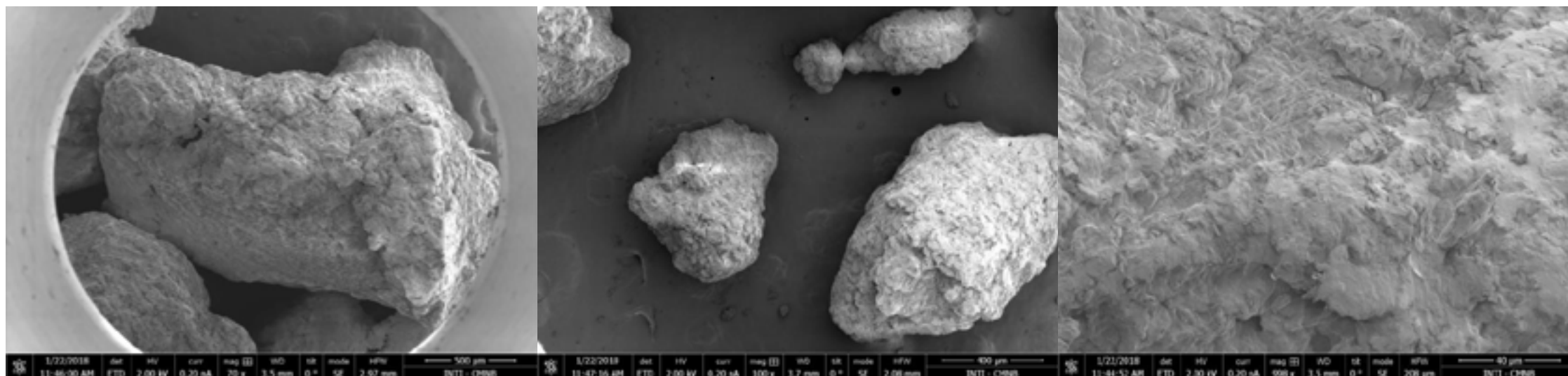
En la superficie de los tejos sin lubricación, se pueden observar deformaciones plásticas severas, resultantes del roce continuado entre los tejos, previo a la extrusión. A modo de ejemplo, en la figura superior izquierda, se muestra el desprendimiento de una fracción de aluminio del tejo analizado.

A continuación se muestra la superficie de los tejos lubricados:



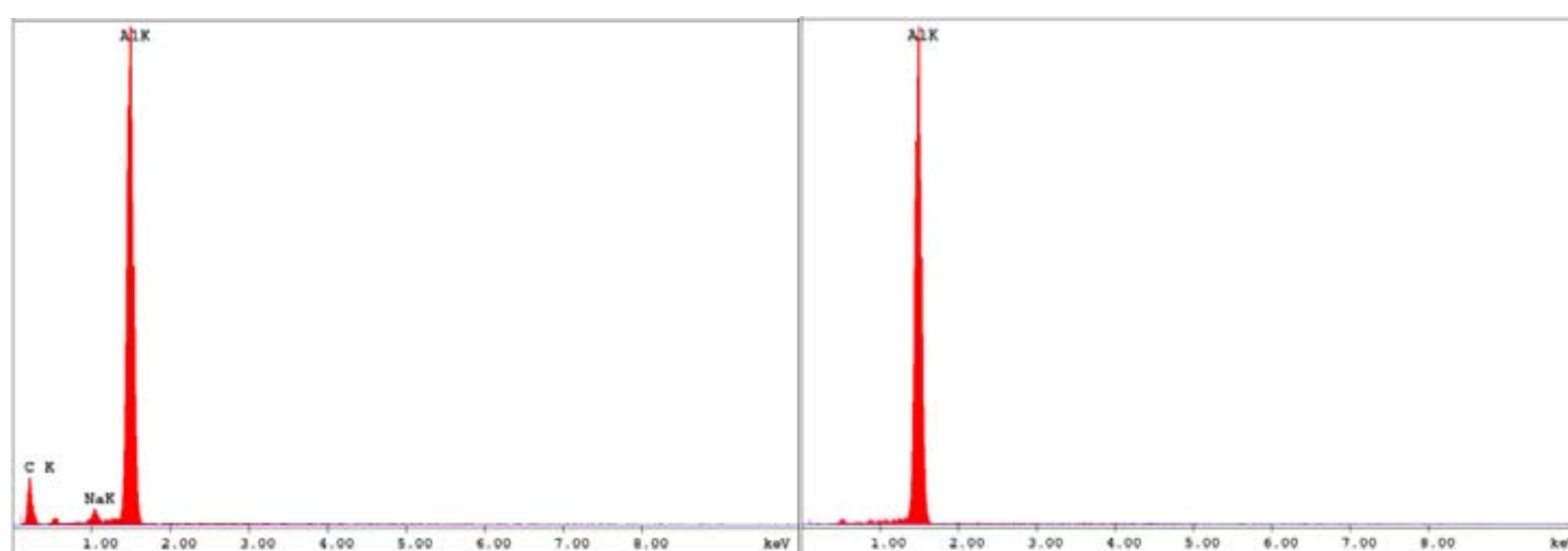
**Figura 21** – Imagen SEM de un tejo lubricado

Sobre la superficie de los tejos con lubricación, se observan las mismas deformaciones plásticas que visualizamos en la figura 20. Por otra parte la zona brillante correspondiente con la presencia de lubricante se da en una distribución inhomogénea. En este sentido la aplicación ideal sobre el tejo de partida sería una fina capa homogéneamente distribuida sobre la superficie [2].



**Figura 22** – Imagen SEM de las partículas de lubricante

Sobre las zonas con acumulación de lubricante, puede observarse que el mismo (que se aplica en estado sólido), se aglutina en forma de partículas.



**Figura 23** – EDAX sobre tejos con y sin lubricante

Tal y como pudo observarse en la figura 19, sobre los tejos de aluminio con presencia de lubricante el EDAX reveló la su composición química del estearato de Sodio y la del aluminio de base. Por el contrario, en los tejos sin lubricación, solo se evidenció aluminio correspondiente al material base.

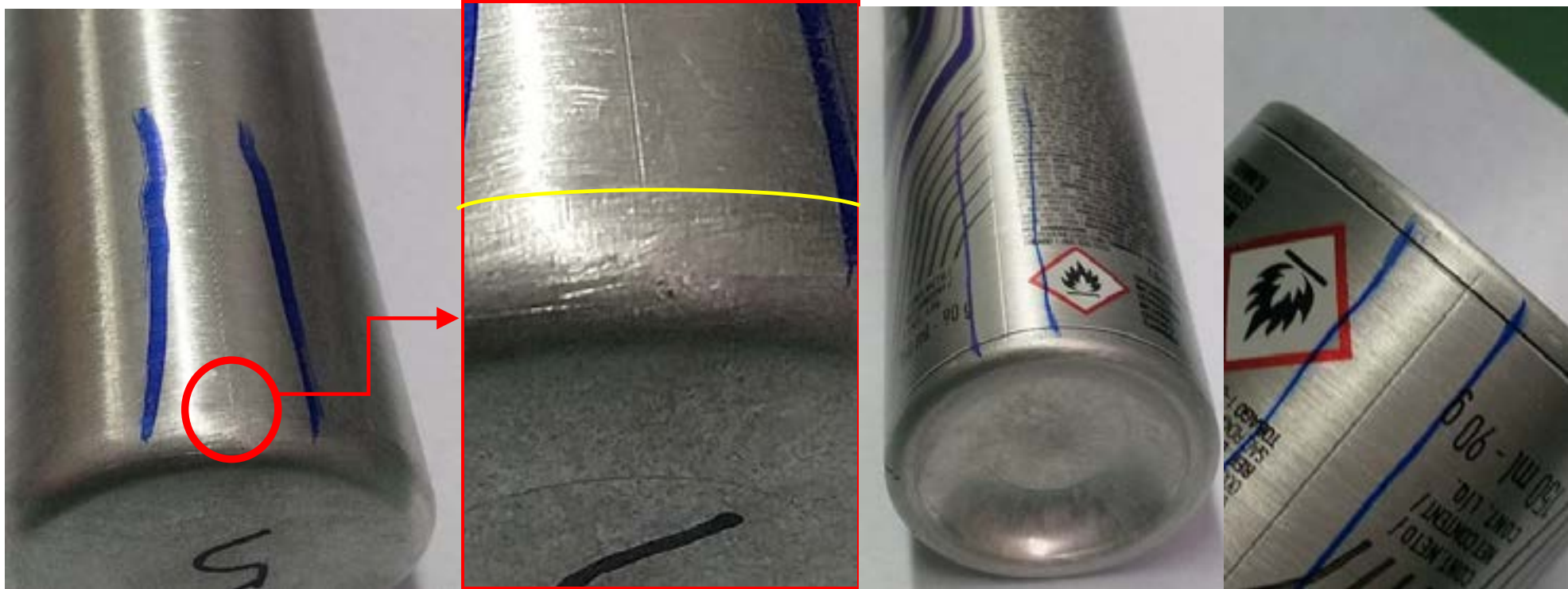
## 2.4 Análisis del defecto en los envases

### 2.4.1 Análisis visual

Se retiraron envases en diferentes etapas de proceso para evaluar en que instancia se produjeron las marcas superficiales, es decir, si se produjeron en el proceso de extrusión, o en el manipuleo durante el corte, pulido, aplicación del barniz, etc.

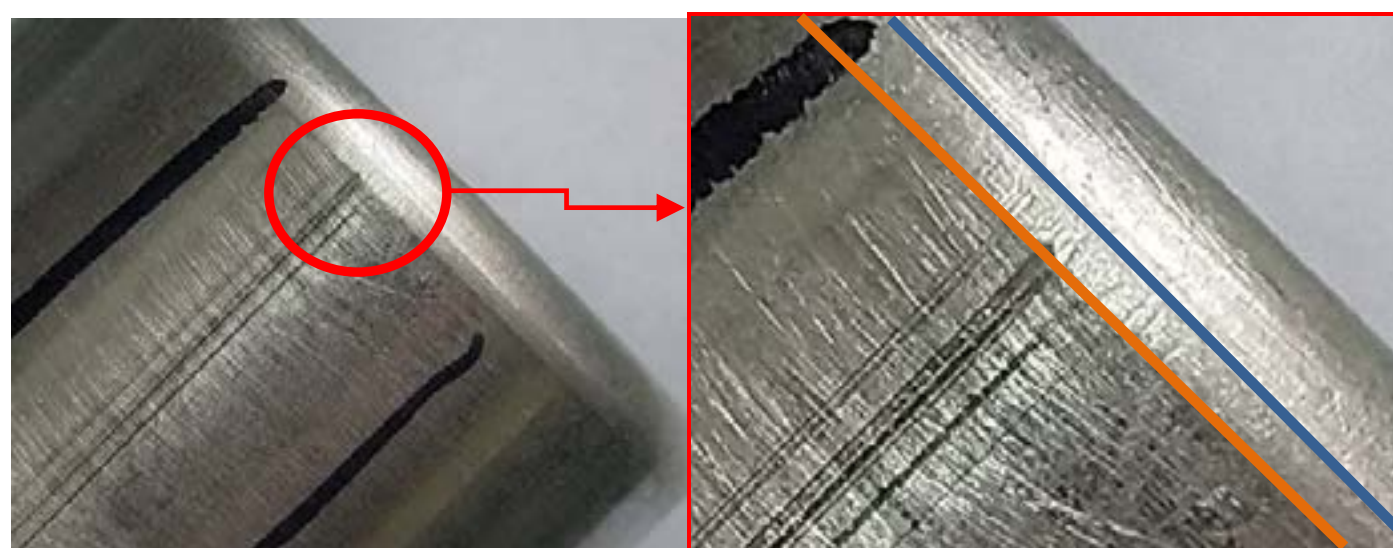
De los envases relevados se estudiaron aquellos en los cuales el defecto se presentó de forma notoria, tal y como se muestra en las imágenes siguientes:





**Figura 24** – Detalle del defecto en los envases analizados

En estos dos envases puede observarse que el rayado comienza donde termina el radio del fondo (línea amarilla de la imagen anterior), lugar donde se ubica el engarce entre la base y el cilindro de la matriz. Como pudo observarse en la figura 12, en la zona de descarga del aro de la matriz se acumula gran cantidad de polvo de aluminio y lubricante.



**Figura 25** – Defecto en la descarga del aro de la matriz

En la figura 26 puede observarse que el defecto comienza en la zona comprendida entre el engarce (línea azul que determina el final del radio del fondo) y la descarga del aro (definida por la marca en el envase representada por la línea naranja).

#### 2.4.2 Ancho de las marcas superficiales

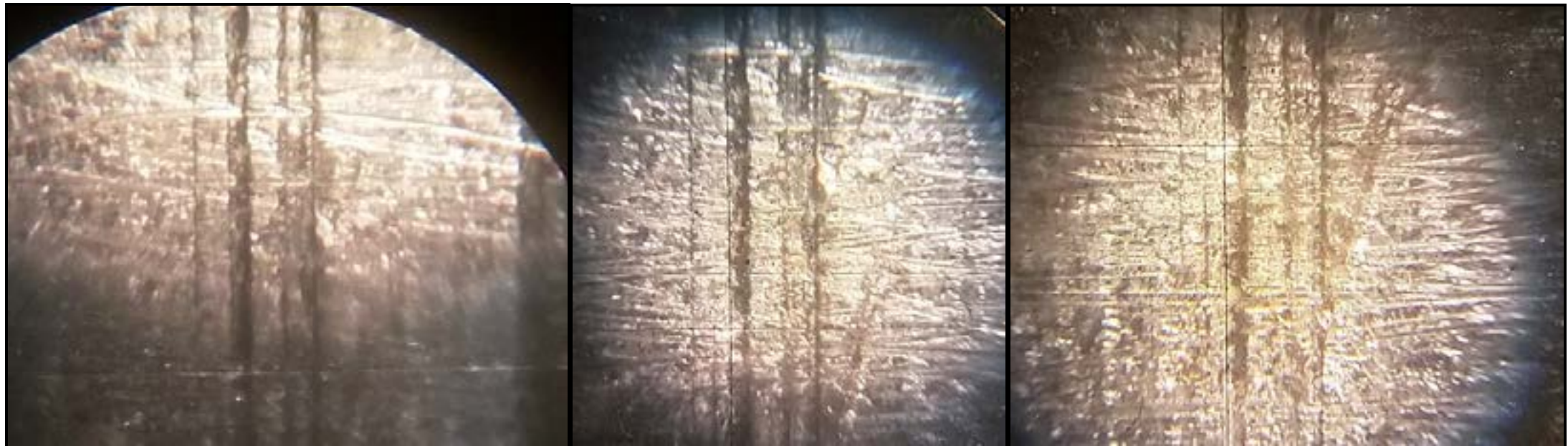
Las mediciones fueron realizadas empleando un banco óptico marca Dormer de 0.01 mm de resolución.

**Tabla 2** – Valores medidos del ancho del defecto superficial

	Ancho (mm)
<b>Envase 1</b>	0.02
	0.11
	0.03
	0.04
	0.18
	0.11
	0.21
<b>Envase 2</b>	0.06
<b>Envase 3</b>	0.12
<b>Envase 4</b>	0.07
<b>Envase 4</b>	0.06

El envase 1 se corresponde con el de la figura 25. En este caso particular, el mayor espesor medido resultó de 0.21 mm, mientras que el menor valor correspondió a 0.02 mm. Estos valores son compatibles con los tamaños de las partículas de aluminio medidas con el microscopio de barrido electrónico.





**Figura 26** – Marcas sobre la superficie vistas con el equipo Dormer

Por último, en la figura anterior se visualizan las marcas en un envase que ha recibido el proceso de cepillado. En todas ellas se observa que, las marcas transversales están por encima del defecto, lo cual indica que el defecto se produjo en la etapa anterior, es decir durante el proceso de extrusión.

### 3. CONCLUSIONES

- La simulación por elementos finitos ha mostrado una buena capacidad para reproducir la geometría de las muestras estudiadas y también en lo respectivo a la determinación de las tensiones relativas alcanzadas en el herramental, lo que se corresponde con el mecanismo de falla observado en las muestras defectuosas analizadas.
- El polvo que se acumula en el alimentador de la prensa de extrusión, y que posteriormente también lo hace en la matricería, está compuesto por partículas de aluminio y estearato de sodio (lubricante).
- La acumulación de polvo tiene dos posibles causas:
  - Excesivo tiempo de batido en el equipo de lubricación,
  - Rozamiento generado en el equipo alimentador, sobre todo si la prensa está trabajando por debajo de su régimen habitual.
- El tiempo y cantidad de lubricante aplicado actualmente produce, según lo observado en el microscopio de barrido electrónico, zonas donde éste último se aglutina [2].
- Los defectos que se presentan en los envases tienen su punto de partida en la zona de engarce de la matriz (unión entre la base de la matriz y el cilindro).
- La simulación numérica muestra que la zona de engarce es donde las tensiones son sensiblemente mayores que en el resto del herramental. Asimismo, este sector presenta desgaste y falta de material, una vez que la matricería se encuentra fuera de servicio.
- Siendo que algunas de las partículas de aluminio poseen tamaños inferiores a los 20 micrómetros, existe una alta probabilidad de que en las condiciones de presión y temperatura, consecuencia del proceso de extrusión, alguna partícula se aloje temporalmente en la zona de engarce la cual sufre un proceso paulatino de deformación y desgaste, produciendo las fallas superficiales que se observan en los envases. Una vez que la partícula se desprende de la zona, el defecto desaparece.
- El espesor de las marcas superficiales se corresponden con el tamaño de las partículas analizadas en el microscopio de barrido electrónico.
- En muestras de envases que fueron cepilladas, las marcas de este proceso están por encima del rayado. Este hecho es un indicativo que el defecto fue provocado durante la etapa de extrusión.



- Se recomienda considerar un tiempo de batido inferior al utilizado actualmente, verificando la cantidad de lubricante empleado en función de las recomendaciones del proveedor, con la finalidad de obtener una película uniforme en la superficie del tejo.
- También resulta imprescindible efectuar una limpieza exhaustiva y periódica del alimentador, con el fin de evitar la acumulación de polvillo y lubricante en la matricería.

### Referencias

- [1] BONNEMEZÓN, A.J; MARTINEZ KRAHMER, D.O; ABATE G.R. Ingeniería del Forjado Moderno. 1° Edición: Buenos Aires.
- [2] LOPEZ NAVARRO T. Troquelado y Estampación. 1° Edición: Editorial Gustavo Gili, Barcelona.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Estudo Comparativo do Ensaio de Compressão a Quente do aço SAE1045 e sua Simulação Computacional.

## Comparative Study of SAE1045 Steel Hot Compression Test and its Computational Simulation.

Fernando Silveira de Aguiar <sup>(1)</sup>

Alessandra Regina Machado Schifino <sup>(2)</sup>

André Rosiak <sup>(3)</sup>

Lírio Schaffer <sup>(4)</sup>

### RESUMO

Este estudo descreve as comparações feitas em um ensaio de compressão a quente de uma geratriz de aço SAE1045, relacionando os resultados com a simulação computacional. O objetivo principal deste estudo é obter os esforços de força em função do deslocamento no aço SAE 1045, para assim validar os dados fornecidos pelo software. Utilizando-se a coerência entre os resultados obtidos pelo software e pela célula de carga, para isso foram utilizados cinco corpos de prova com dimensões de 35mm de diâmetro x 70mm de altura, forjadas na temperatura de 1100°C com velocidade de compressão de 3,4m/s e redução em 50% de altura. Todos os ensaios foram feitos com uso de lubrificante a base de grafite e sempre mantendo a temperatura de 250°C na ferramenta (matrizes). Os softwares para simulação utilizados foram o Simufact forming e o Forge. Para obtenção da macroestrutura submeteu-se as peças ao processo de lixamento progressivo até a granulometria de 1200, seguido de ataque químico com iodo. Os resultados obtidos indicam que o software apresenta boa assertividade com o experimento prático, pois os dados obtidos foram todos coerentes. Referente ao comportamento dos corpos de prova, também se consegue, via simulação, ter uma excelente percepção e assertividade quanto proximidade dimensional, tratando-se de um forjamento em matriz aberta.

**Palavras chave:** Simulação Computacional; Ensaio de Compressão; Aço SAE 1045.

### ABSTRACT

This study describes the comparisons made in a compression test of a SAE1045 steel generator relating the results to a computer simulation. The main one of this discipline is to obtain the force x displacement measurements in SAE 1045 steel, in order to validate the data by the software, analyzing the coherence between the results obtained by the software and the load cell. For this purpose, five demons with a diameter of 70 mm height and 70 mm height

<sup>(1)</sup> Mechanical Manufacturing Technologist, Institute Federal Sul rio-grandense,

<sup>(2)</sup> Msc. Metallurgical Engineer, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil

<sup>(3)</sup> Metallurgical Engineer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil

<sup>(4)</sup> Prof. Dr. Ing; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.



were used, forged at a temperature of 1100 ° C with 3.4 m / s compression and 50% reduction in height. All bumps were made using graphite and worm-based lubricants, maintaining the temperature of 250 ° C in the tool (dies). Simulation software Simufact forming and Forge. To the use of the macrostructure underwent the progressive sanding process up to 1200 grit, followed by chemical etching with iodine. The obtained results indicate that the software presents good assertiveness with the practical experiment, because the obtained data were coherent. Identifications of the behavior of the body, also get, via simulation, have an excellent perception and assertivity through dimensional, dealing with forging in open matrix.

**Keywords: Computational Simulation; Compression Testing; SAE 1045 steel.**

## 1. INTRODUÇÃO

Os processos de forjamento se dividem basicamente em três tipos, sendo eles a frio, a morno e a quente. O forjamento a quente é feito em temperaturas acima da zona de recristalização do material, sendo esse processo o que deixa o metal mais fácil de ser conformado, pois ocorre simultaneamente com a deformação, uma deformação estrutural, tornando o metal menos propenso à fratura. Estes fenômenos dinâmicos são mecanismos de restauração da microestrutura e afetam significativamente o escoamento do metal, sendo o fator chave dos processos a quente [1].

Largamente difundido na Europa, o forjamento a quente é um dos principais processo da região, sendo consumidos milhões de toneladas ano.

O processo consiste na deformação plástica de uma geratriz através de sua compressão entre matrizes para a obtenção de uma determinada forma final [2].

No forjamento em matriz aberta, a peça é conformada entre duas matrizes de modo que apenas uma parcela do corpo é conformada pelas matrizes, já no forjamento em matriz fechada o corpo de prova é completamente envolvido pelas matrizes. No primeiro caso o material conformado escoar de forma livre, já no segundo caso o material escoar de forma restrita pelas matrizes que envolvem o material [3].

Na operação de forjamento um fator que deve ser levado em consideração é o atrito entre a faces da ferramenta e da peça, que nada mais é do que a dificuldade do metal em escoar quando submetido a deformação. Por consequência, quanto maior for o atrito maior será a dificuldade de o material escoar e com isso o esforço requerido para deformação ser maior [4].

Utilizou-se então simulação numérica para comparar os dados obtidos nos ensaios práticos. A simulação numérica consiste em uma ferramenta utilizada para representar situações reais em ambiente virtual, de forma a apontar os possíveis resultados e permitir a compreensão do comportamento das variáveis, auxiliando no processo de avaliação de estratégias operacionais [5].

De acordo com Medeiros [5], essas simulações têm grande relevância para a pesquisa e geração de conhecimento, pois se utiliza de sistemas complexos e com grande interação entre suas partes, permitindo um alto grau de interação entre o pesquisador e seu objeto de pesquisa. Além disso, alia aspectos mais racionais, no que diz respeito às possíveis formas de interação entre os elementos do modelo, e aspectos empíricos, permitindo a descoberta de novos processos de interação por meio da tentativa e erro.

Conforme Moraes [6], essa ferramenta demonstra grande importância para a análise de parâmetros relativos ao processo de forjamento a quente de aços baixo carbono, de modo a auxiliar no processo de desenvolvimento de novos processos de fabricação, otimizando o processo de forjamento, reduzindo custos, o tempo e os testes físicos durante o ciclo de produção.

De acordo com Colpaert [7], os ensaios podem ser macrográficos ou micrográficos. No primeiro caso, a superfície do material passa por uma análise (a olho nú ou com ampliação de até 50x), após ter sido polida e atacada com o lodo (10g de iodeto sublimado, 20g de iodeto de potássio e 100ml de água destilada), seguida de um repolimento com alumina 0,3 $\mu$ . Após esse processo o ataque revela segregações, porosidades, fissuras, profundidade de camadas depositadas e linhas de deformação. Já no ensaio micrográfico, a análise ocorre com o auxílio de um microscópio, onde é possível identificar características como a granulação do material e o teor aproximado de carbono no aço.



## 2. MATERIAS E MÉTODOS.

Com o intuito de comparar os recursos e resultados provindos da simulação computacional relacionado a prática se submeteu 5 amostras cilíndricas ao ensaio de compressão.

Os corpos de prova foram fabricados de aço SAE1045, todos torneados nas dimensões de 70mm x 35mm de diâmetro Figura 1. As geratrizes foram aquecidas a uma temperatura de 1100°C por um período de uma hora para homogeneização da temperatura.



Figura 1: Corpos de prova de aço SAE1045 nas dimensões de 70mm x 35mm

A compressão dos corpos de prova foi realizada em matriz aberta, Figura 2 (a) e (c) com velocidade de 3,4m/s e uma redução de 50% na altura dos corpos de prova. Utilizou-se batentes temperados de 35mm de altura para limitar a compressão.

A prensa utilizada no ensaio foi uma prensa hidráulica FKL modelo PH600, Figura 2 (b), com força máxima de 600ton, e com auxílio de células de carga se conseguiu obter os dados dos esforços gerados para compressão em cada uma das geratrizes.

Para redução do atrito entre as faces de matriz e dos corpos de prova utilizou-se lubrificante a base de grafite.

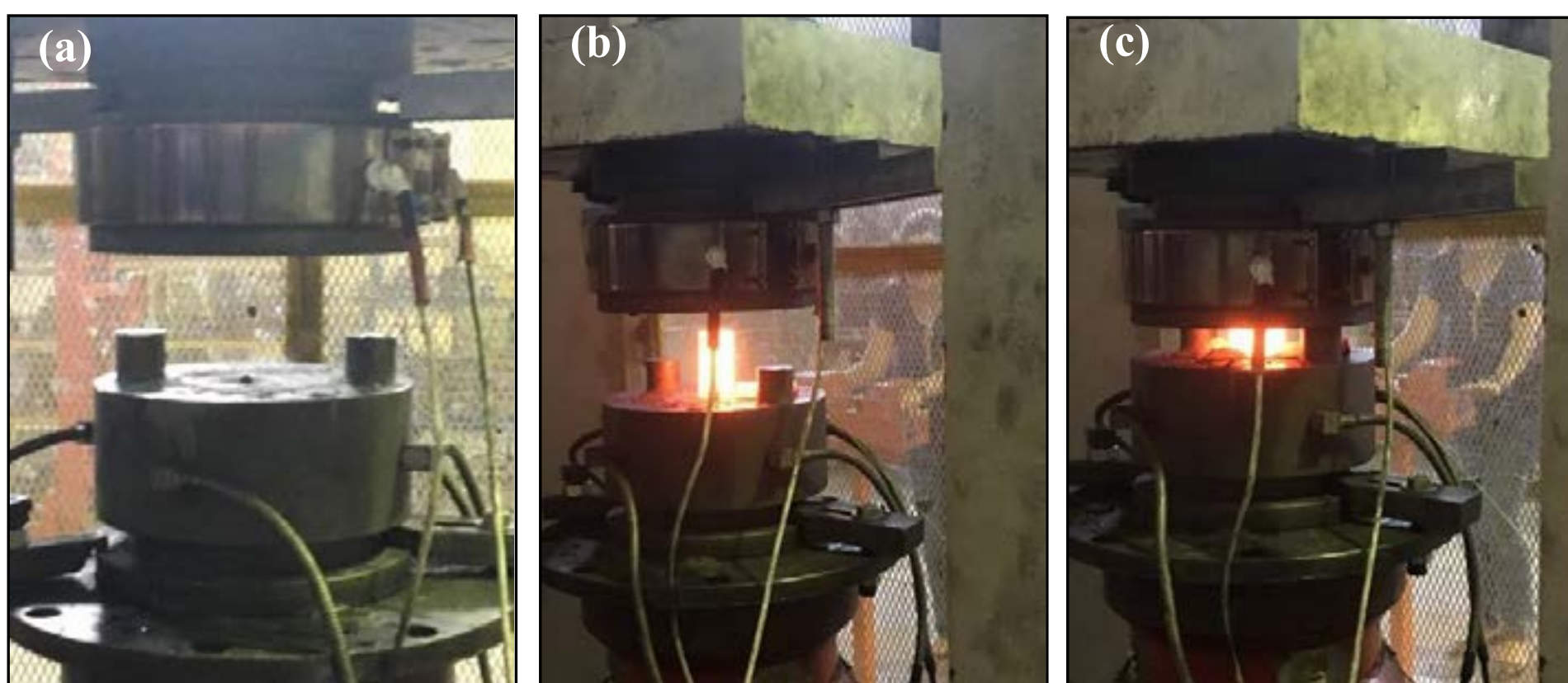


Figura 2: (a) Matriz (b) Corpo de prova aquecido (c) Compressão

Estabilizou-se a temperatura das matrizes em 250°C para mitigar a perda térmica no contato entre peça a ferramenta.

No software Forge fez-se as geratrizes nas mesmas dimensões e abasteceu-se com os mesmos dados de entrada utilizados no ensaio prático, acrescentando apenas coeficiente de atrito de 0,3 $\mu$ m, cooling de 5 segundos Figura 3 e a malha triangular de 1mm.

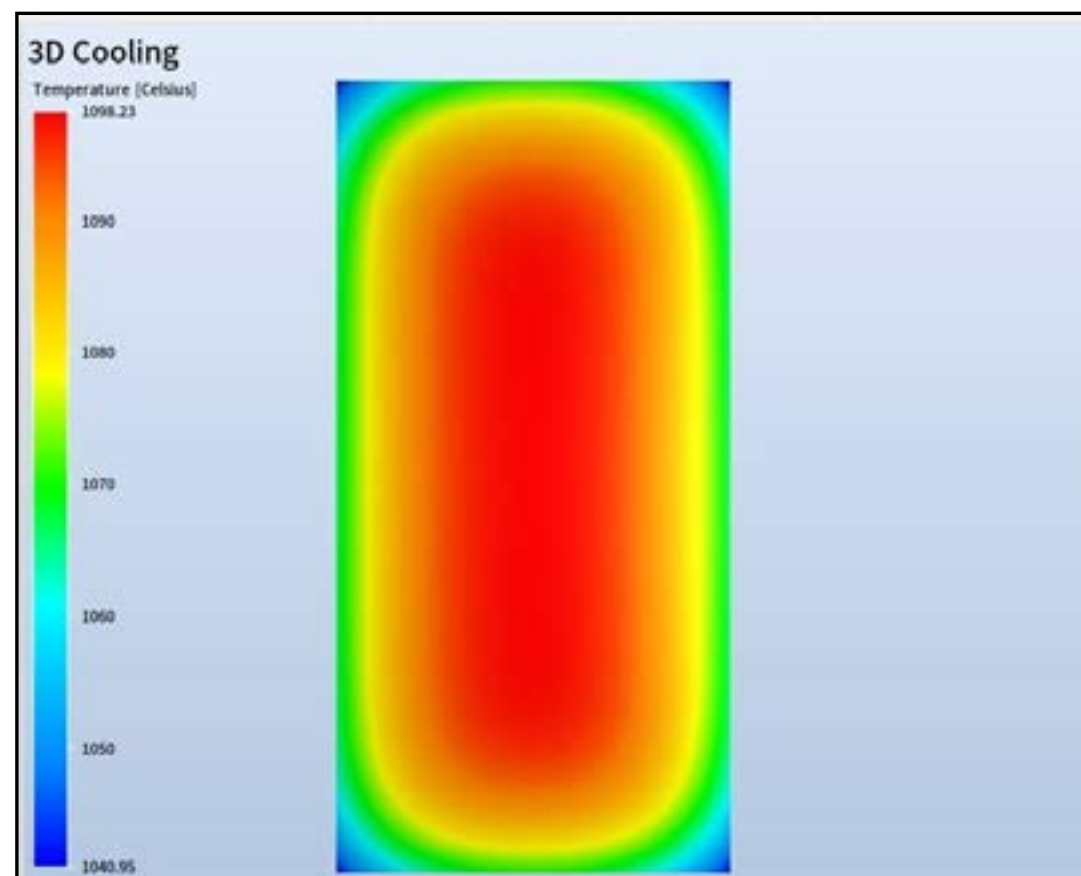


Figura 3: Cooling de 5 segundos (Software Forge)

Para visualizar as linhas de fluxo do material foi necessário aplicar lixamento progressivo alternando a direção de lixamento a cada troca de granulometria, iniciando em uma lixa de 220, 360, 400, 600 e 1200 micra.

Posteriormente a amostra foi limpa e submetida ao ataque de Iodo (10g de iodeto sublimado, 20g de iodeto de potássio e 100ml de água destilada) por 20 minutos. Limpou-se a superfície da amostra, fez-se um novo polimento para realçar os contrastes, para assim ser realizada a análise macrográfica.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Após o ensaio prático, representado na Figura 4 (a), conseguiu-se notar o “embarrilhamento” do material muito semelhante ao software, como pode ser visto na Figura 4 (b).

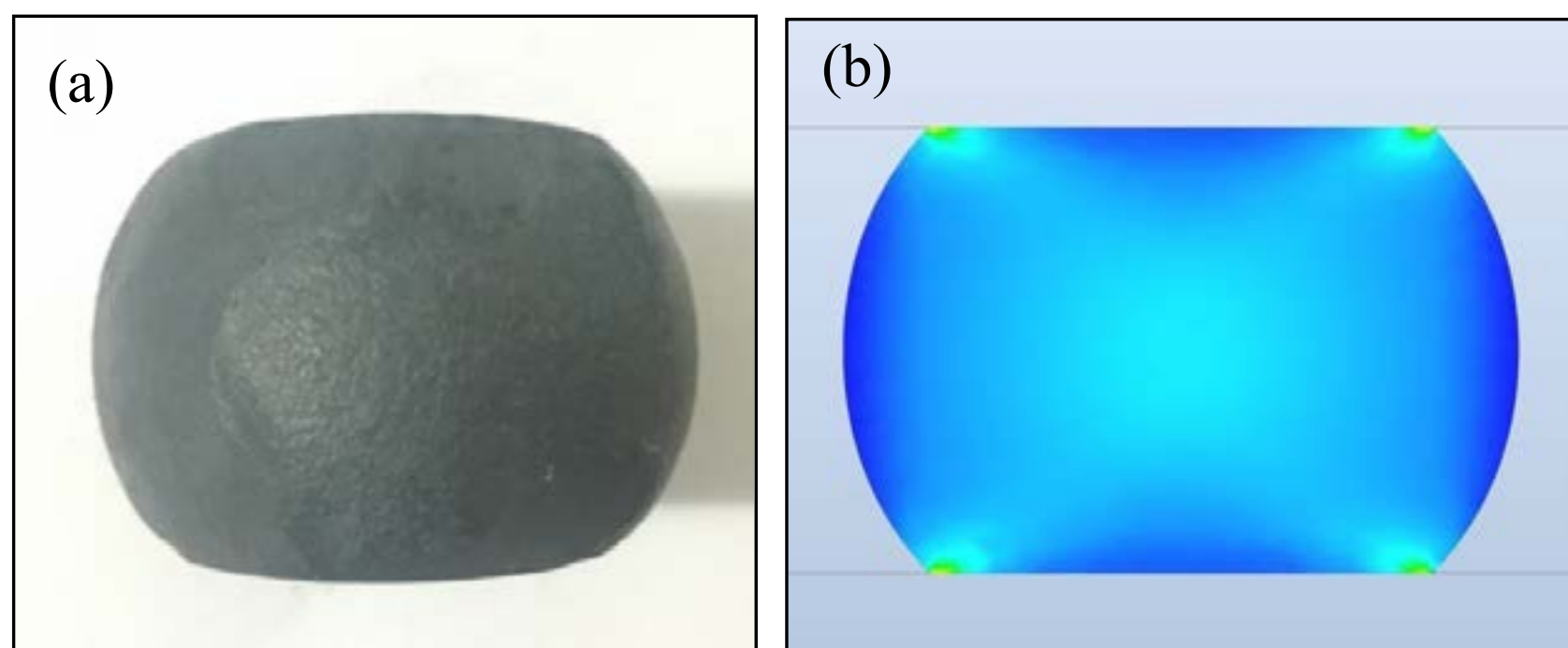


Figura 4: (a) Peça física ensaio de compressão x (b) peça via simulação (Forge)

Através da simulação, apresentada na Figura 5 (a), também se pode estimar as dimensões do corpo de prova, sendo que o mesmo apresentou grande proximidade com as peças físicas ensaiadas Figura 5 (b). Via simulação o diâmetro maior demonstra 53,3478mm, e no ensaio prático a peça apresentou Ø53,07mm, com uma variação de 0,5mm de deformação.



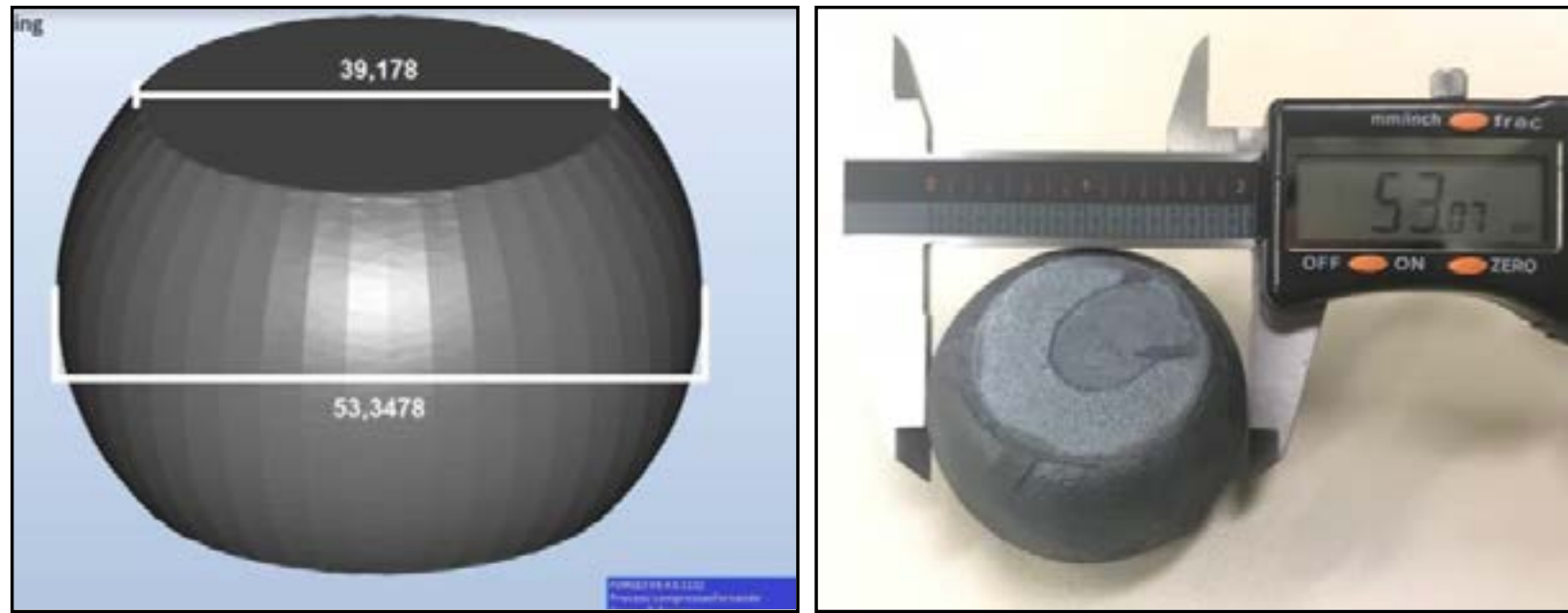


Figura 5: comparativo dimensional peça gerada via simulação e peça física.

Via simulação conseguiu-se obter diversos dados, dentre eles a distribuição de tensões Figura 6, a distribuição de temperatura Figura 7 e a distribuição de deformações Figura 8.

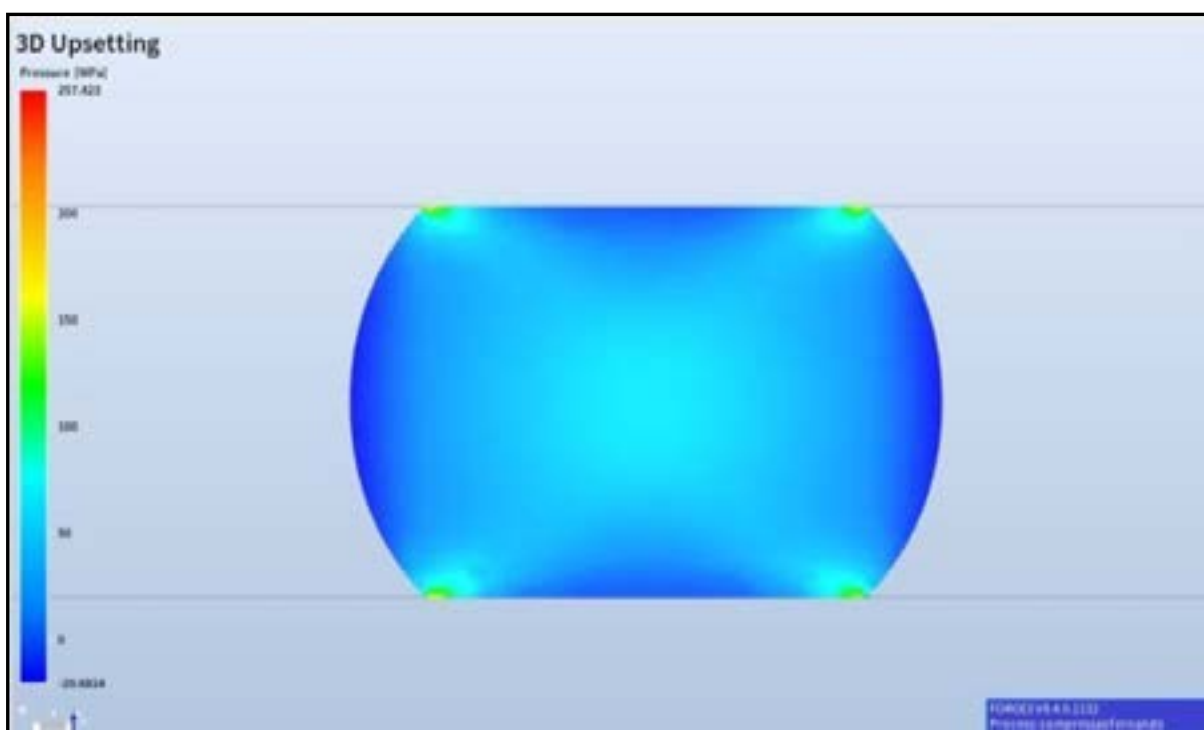


Figura 6

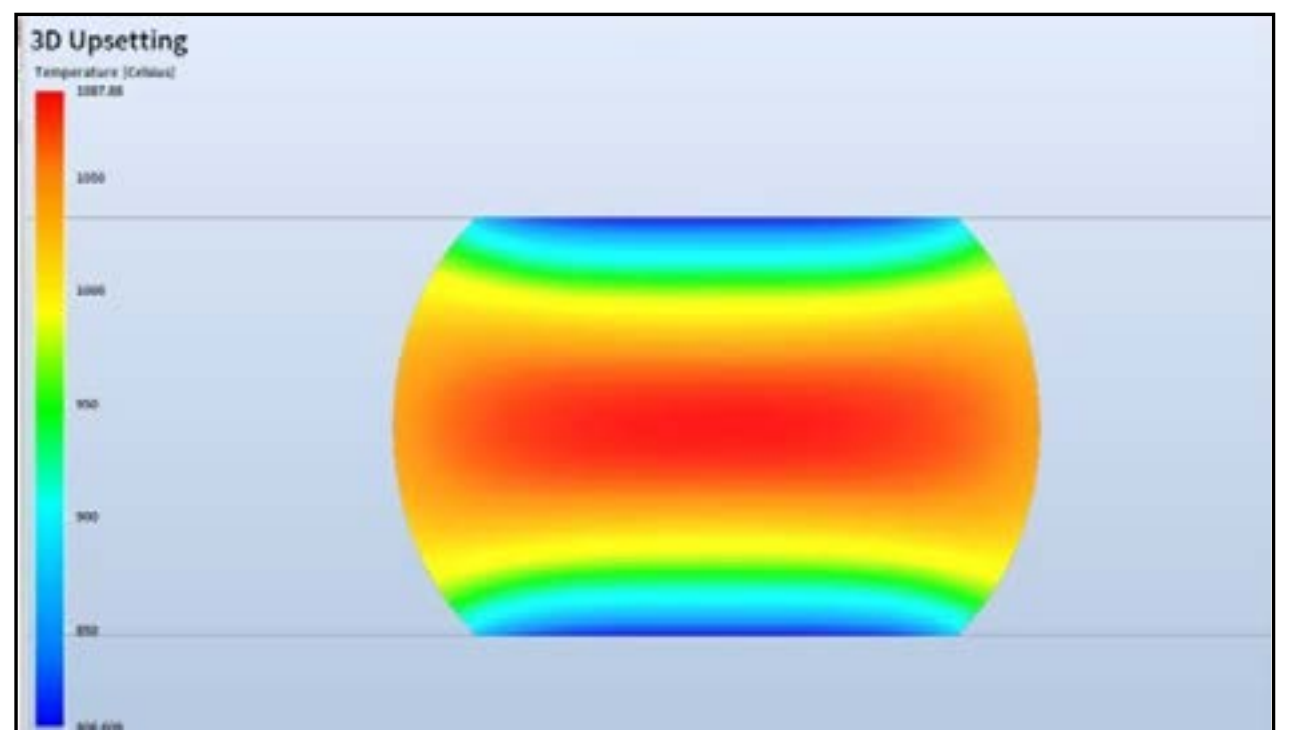


Figura 7

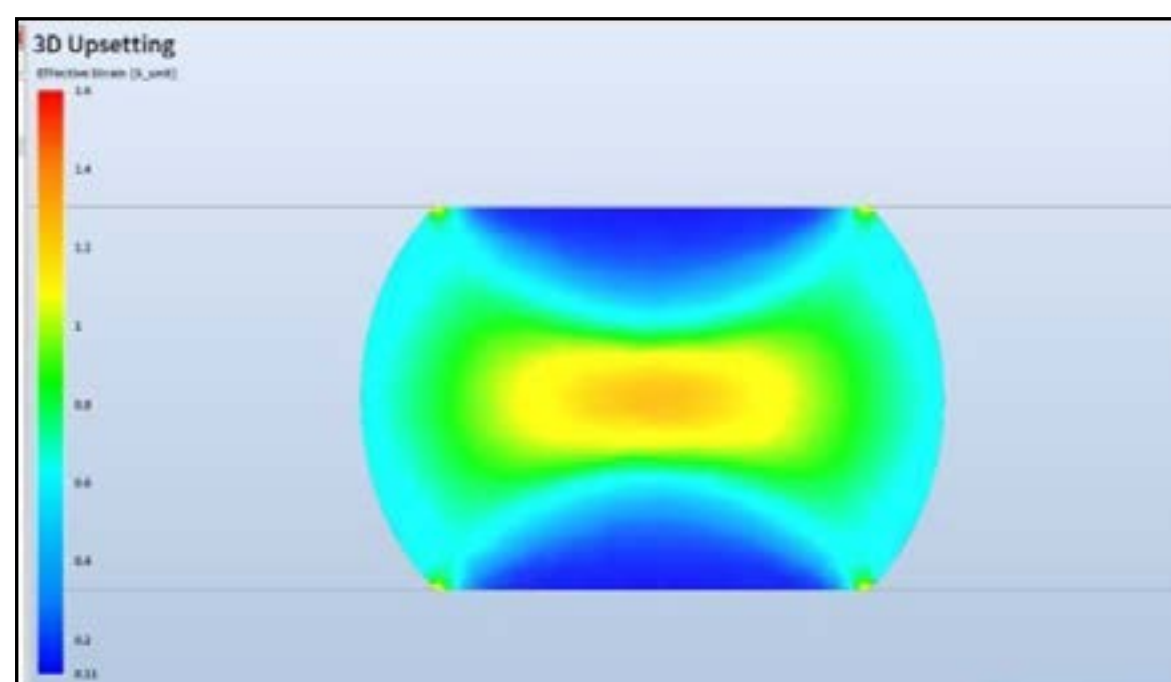


Figura 8

Através do ensaio prático conseguiu-se obter a curva da força em função do deslocamento e compará-la com a obtida na simulação computacional, representada na Figura 9. Ao sobrepor as curvas pode-se evidenciar que a variação entre software e ensaio prático são bem pequenas, podendo-se atribuir tal diferença ao cooling considerado na simulação que, por possuir um tempo maior do que o tempo de transferência real, fez com que a perda térmica um pouco maior gerasse esta variação.

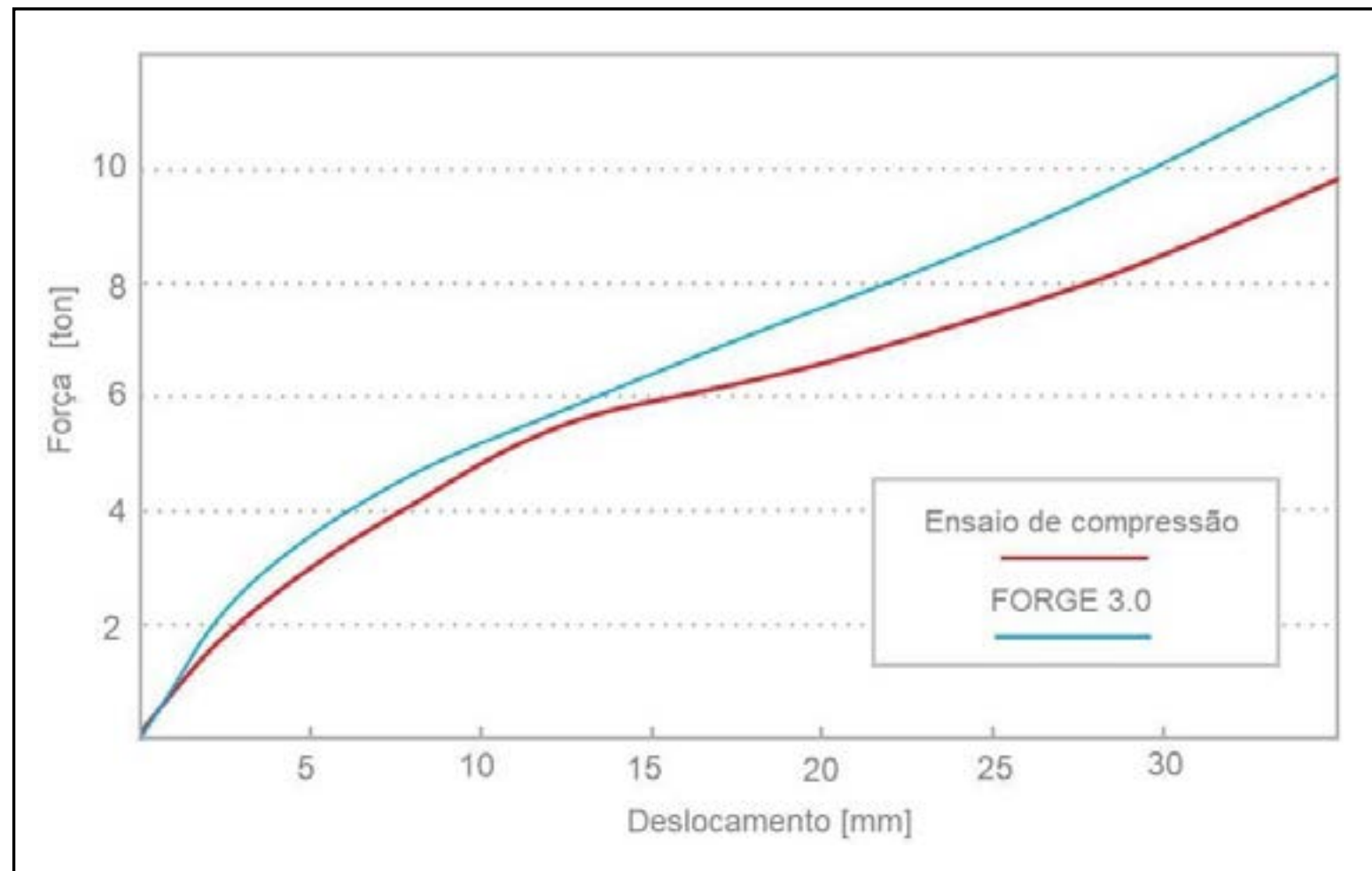


Figura 9: Comparativos curva de deslocamento do material x curva da força aplicada

Aplicando-se o reagente de lodo, realizou-se a análise macrográfica do material, obteve-se as linhas de fluxo do material em função do ensaio de compressão, é visível na Figura 10 as linhas se deslocando para as extremidades do corpo de prova, enquanto o núcleo pouco se altera, apenas sofre a compressão sem ter para onde expandir.

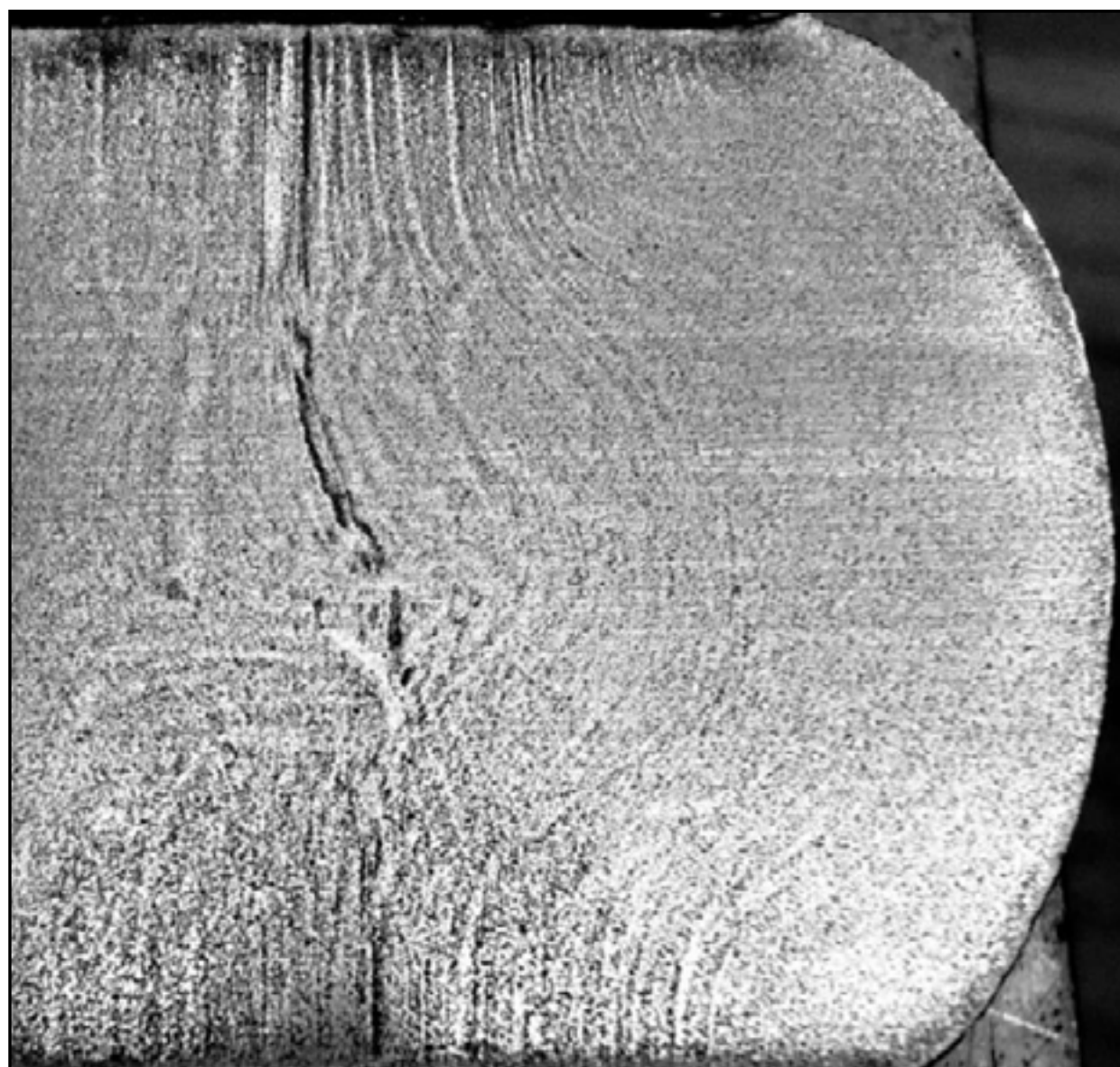


Figura 10: Corpo de prova com ataque de lodo para análise das linhas de fluxo.



#### 4. CONCLUSÕES

Conclui-se no estudo em questão, que a simulação computacional tem grande coerência com o experimento prático.

As forças aplicadas em função do deslocamento tiveram grande similaridade quando comparadas entre ensaio prático e simulação, assim como o dimensional dos corpos de prova.

As diferenças apresentadas podem ser atribuídas à perda térmica no ensaio prático, tendo em vista que os resultados obtidos com o uso do software, mesmo que considerando o cooling de 5 segundos, a perda térmica é empírica, portanto, a variação apresentada pelo estudo é aceitável.

Com relação ao comportamento dimensional, via software, o escoamento do material ao ser comprimido é uniforme, mesmo considerando um coeficiente de atrito. Na prática, pode haver pequenas diferenças em função da variação na homogeneidade da aplicação do lubrificante, considerando o dinamismo necessário para a realização do ensaio.

O presente estudo evidencia que, mesmo aplicada em uma peça com geometria simples, a simulação computacional apresenta boa assertividade.

## 5. BIBLIOGRAFIA

- [1] SAADATKIA, S.; MIRZADEH, H.; CABRERA, J-M. **Hot deformation behavior, dynamic recrystallization, and physically based constitutive modeling of plain carbon steels.** *Materials Science & Engineering A*, V. 636, p. 196–202, 2015.
- [2] KOLLER, L. A.; SCHAEFFER, L.; OLIVEIRA, R. A. Evaluation of Two Commercially Available Lubricants by Means of
- [3] SCHAEFFER, L. Forjamento. 1<sup>a</sup>. ed. Porto Alegre: Editora Imprensa Livre, 2001.
- [4] ASM, **ASM Handbook** – Forming and Forming Vol. 14, 9 Ed, American Society for Metals – ASM, 1993
- [5] MEDEIROS, Luciano Frontino de; Moser, Alvino; SANTOS, Neri dos. Simulação computacional como técnica de pesquisa na administração. *Revista Intersaberes*, v. 9, n. especial, p.441-459, jul.- dez. 2014.
- [6] MORAES, Araldo Luiz Isaias de. Numerical simulation of hot closed die forging of a low carbon steel coupled with microstructure evolution. 2013. 118 f. Dissertação (Mestrado em Ciências Exatas e da Terra) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2013.
- [7] COLPAERT; Hubertus. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns, 3<sup>a</sup> Edição, Editora Edgarg Blücher Ltda, São Paulo – 1974.





## 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal

Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

### ***An approach using JMAK Model in numerical simulation to control of austenitic grain size in hot forging / Uma abordagem usando o Modelo JMAK na simulação numérica para o controle no tamanho de grão em forjamento a quente***

Thiago Marques Ivaniski<sup>1</sup>

Rodrigo Hatwig<sup>1</sup>

Juan Dong<sup>2</sup>

Jérémy Epp<sup>2</sup>

Hans-Werner Zoch<sup>2</sup>

Alexandre da Silva Rocha<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Laboratório de Transformação Mecânica LdTM – UFRGS, Porto Alegre, RS, Brazil

<sup>2</sup> Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien – IWT, Bremen, Germany

#### **ABSTRACT**

Yield strength and toughness in steels are directly associated to the austenitic grain size, especially when performing the continuous cooling process during the manufacture of hot forged products. Those properties in bainitic steels are linked to microstructure control being one of the most important approaches to reach high performance. The phenomenological JMAK model in macroscale has been applied in different material classes to predict grain size after the hot forming process. Thus, this work has the aim of demonstrating through comparison between experimental and numerical results the applicability of the model using the FORGE<sup>®</sup> commercial software. In the results, temperature variations and shear stresses on a cylindrical forged part caused different distributions in austenitic grain size and recrystallized fraction. The forging process generates heterogeneous strain and strain rate fields in the part which in turn lead to a variation in the PAGS. The simulation was able to detect the PAG variation showing a good agreement between the experimental forging results and the proposed model, even if constant parameters are not applied.

**Keywords:** Numerical Simulation, Hot Forging, Austenitic Grain Size

---

#### **RESUMO**

O tamanho de grão austenítico, irá impactar em sua resistência ao escoamento e tenacidade, principalmente quando se realiza o processo de resfriamento contínuo durante a fabricação de produtos forjados. As propriedades mecânicas em aços de alta resistência estão diretamente ligadas ao controle da microestrutura. O modelo fenomenológico de JMAK em macroescala tem sido aplicado em diferentes classes de materiais para a predição do tamanho de grão após a conformação. Baseado em resultados experimentais do tamanho de grão austenítico para o aço DIN 20MnCr5, esse trabalho teve como objetivo pôr em prática a aplicação desse modelo, utilizando o software comercial Forge<sup>®</sup>. Nos resultados, percebeu-se numericamente a influência que a variação de temperatura, e as forças cisalhantes em uma peça cilíndrica causam na distribuição do tamanho de grão austenítico e fração recristalizada. Diferentes graus de deformação e taxas de deformação no mesmo instante de forjamento foram observados. Obteve-se uma boa concordância entre os resultados experimentais de forjamento e o modelo proposto, mesmo não sendo aplicados em parâmetros constantes.

**Palavra-Chave:** Simulação Numérica, Forjamento a Quente, Tamanho de grão austenítico

## 1. INTRODUCTION

Microstructure control is key to the development of high-performance alloy steels. For example, in applications requiring toughness, high fatigue strength and hardness in automotive components. Several studies report the phenomenon of hardening, dynamic recovery and dynamic recrystallization and growth of austenitic grain, and how these phenomena affect the steel mechanical properties [1,4-6]. The control of such mechanisms by thermomechanical processing is most commonly implemented in rolling processes. However, they are often more difficult to be implemented for forging processes. As an economically viable alternative that has great potential for forging solutions, Finite Element Analysis using computer simulation software seeks to reduce the try-outs in an industrial scenario. In addition, the classic JMAK model (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov) is embedded and mathematically stable and can be applied to predict recrystallization and grain growth phenomena [7]. With this tool, it is possible to collect several results in a short time, obtaining greater control in the manufacturing process for forged components which have different geometries. More than a decade ago, it has been shown that the JMAK semi-empirical analytical model has been viable to describe the global recrystallization kinetics (Eq.1), where  $X(t)$  represents the fraction of recrystallized grains as a function of time ( $t$ ) [8 –10]. They also report the strong influence that parameters such as temperature, strain and strain rate have on dynamic (XDRX), meta-dynamic (MDRX) and static (SDRX) recrystallization. However, in hot forging, its application is questionable, since these events do not occur in an isolated manner but simultaneously.

$$X(t) = 1 - e^{-b \cdot t^n} \quad (1)$$

Where ( $b$ ) is denoted the Avrami coefficient which contains the nucleation and growth rates, therefore is very sensitive to temperature variation. The Avrami exponent ( $n$ ) is related to the mechanism of phase transformation.

This preliminary study aimed to put into practice the applicability by experimental means and computer simulation of the semi-empirical JMAK model coupled to the viscoplastic model. Hot forging experiments were performed on a cylindrical part, robustly controlling the subsequent process steps, which represent an industrial environment. Austenitic grain size comparison was obtained by metallographic techniques in different regions. Through Finite Element Analysis in the recrystallization model inserted in the FORGE NxT 3.0 software subroutine, it was possible to check the influences of process parameters.

## 2. METHODOLOGY

The steel used for the experiments was DIN 20MnCr5, which has a chemical composition of 0.19% in C, 0.2% in Si, 1.25% in Mn and 1.15% in Cr. The austenitic grain size was obtained by ASTM E122 with the prior grain size in ASTM 4 (~ 90  $\mu\text{m}$ ). Fig. 1 displays the conceptual diagram used to carry out this work. After the compression, the billet was



quenched in water to interrupt the austenitic grain coarsening. The time between the process was counted and used to apply the model. The temperature evolution of the sample surface after forging could be accurately measured using the Fluke® Ti400 thermographic camera. Thus, obtaining the initial and final forging temperature data, which served as the basis for software input data.

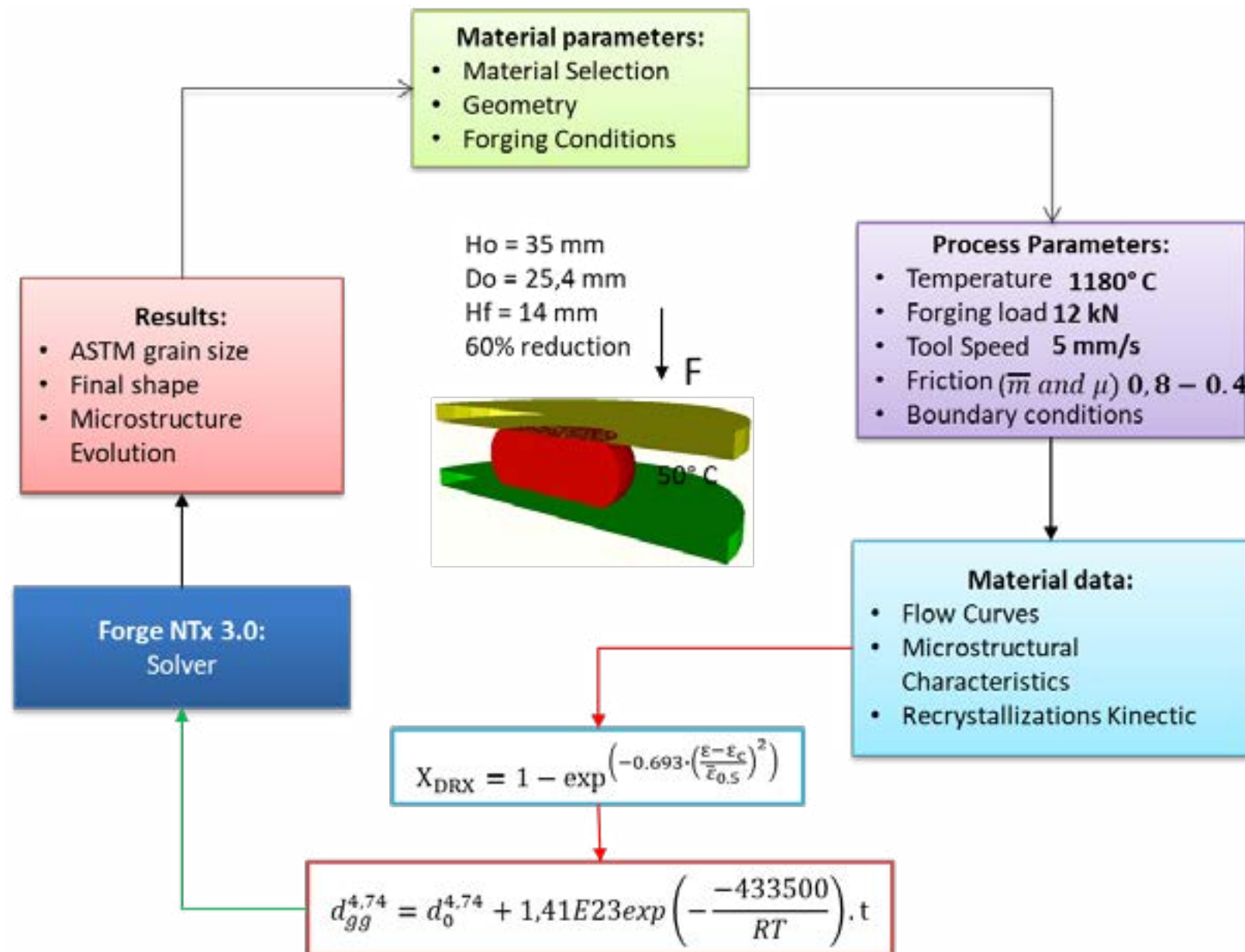


Figure 1. The conceptual design used to perform this work.

### 3. RESULTS

Figure 2(a) displays the temperature field during three stages of upsetting. It can be seen that there was a considerable heat loss for the dies due the thermal exchange. Fig. 2(b) and Fig. 2(c) show different strain and strain rate fields.

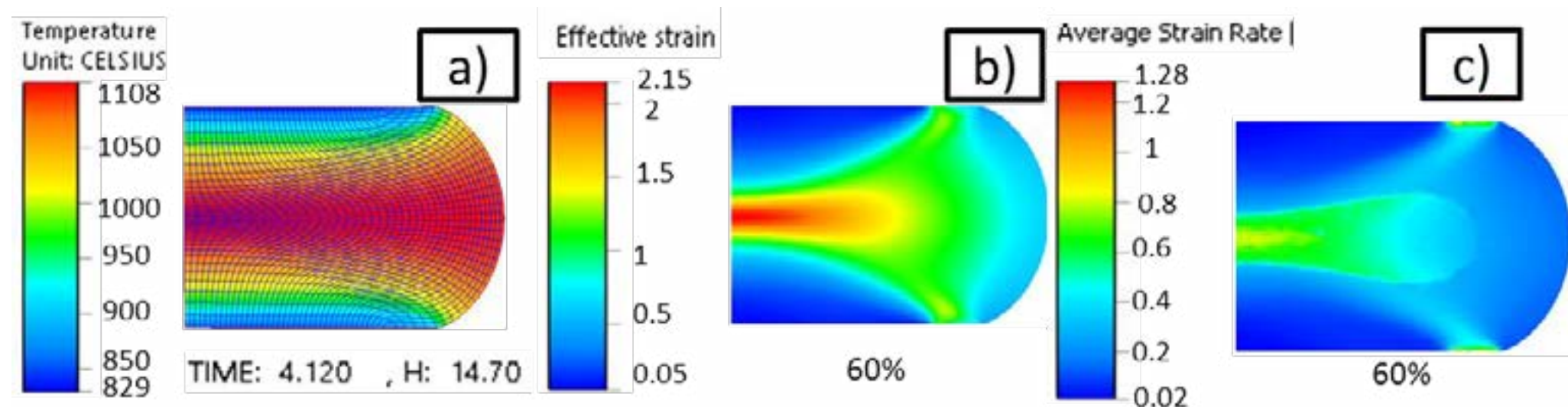
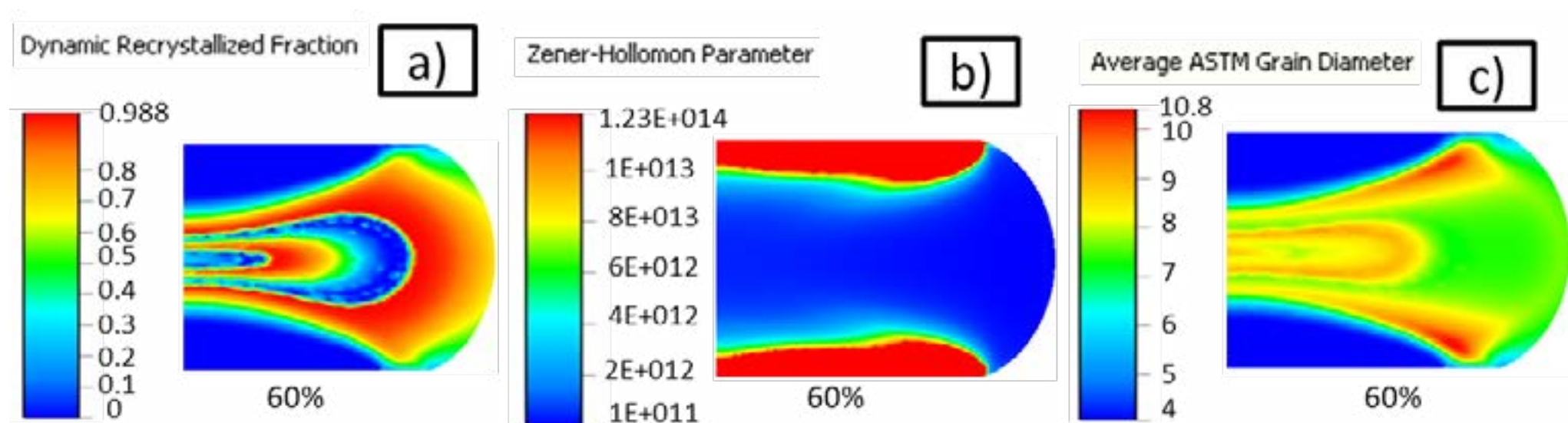


Figure 2. Numerical results (a) Temperature, (b) Effective strain, (c) Strain rate ( $s^{-1}$ ).

The shear stresses component gradually increased due to the heat loss and formed a barrelling in the workpiece after the forging. Thus, for the grain size prediction, it can be seen that there were different stress fields at a given time. Moreover, it is possible to predict and

improve forging parameters with the aid of computer simulation. Therefore, the temperature variation and the strain rate increase in the corners of the sample should be considered due to the increased shear stress. In order to obtain a better agreement between the experimental process and simulation.

There was a considerable variation of the plastic strain from the middle of the billet to the surface. The strain rate in the corners of workpiece increased due to the heat loss as well. Therefore, an increase in the number of nucleation sites, as well as a higher mobile dislocation, happened in these regions[14]. Figure 3(a) shows the dynamic recrystallization behaviour, along with the evolution of parameter (Z) ( Fig. 3(b)), which depends on the strain rate. There was a considerable increase in the Zener parameter, precisely in the corners of the workpiece, once again demonstrating the recurrent proportionality of shear stress and the increase in the strain rate. Sakai and Jonas [15] have already established relationships between initial grain size and parameter (Z), showing that with higher strain rates, smaller nucleated grain sizes are achieved. The predicted grain size is displayed in Fig. 3(c).



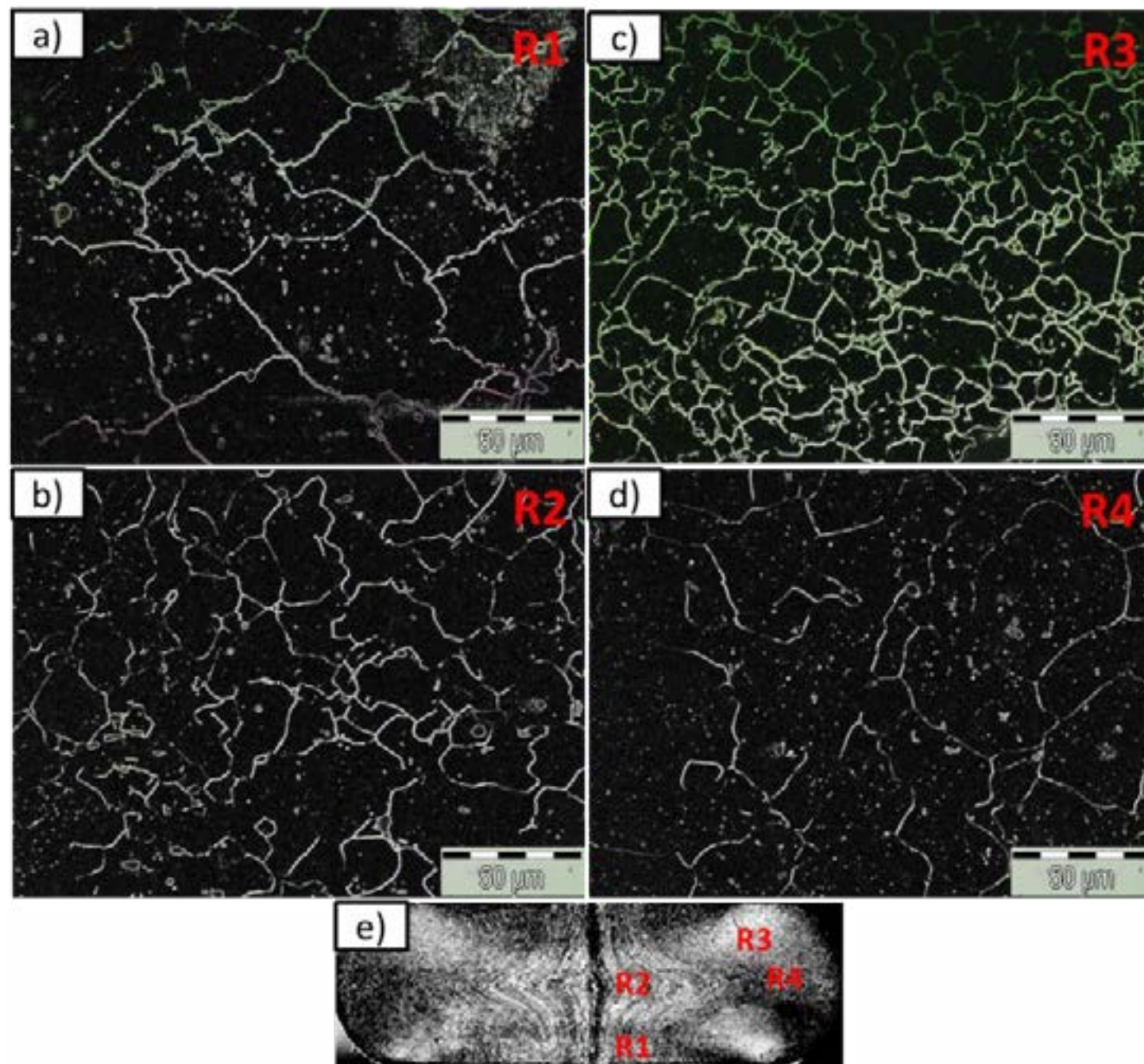
**Figure 3.** Effective strain and strain rate field during the upsetting process.

According with Fig 2(a) and Fig. 3(a), the nucleation of new grains, associated with a higher local temperature were seen in the region R2 of the workpiece. The grain size value was equivalent to ASTM 8 after more than one cycle of full  $X_{DRX}$ . In constant temperature laboratory experiments, it is possible to correlate the amount of stored energy by mobile dislocation with grain refining [14]. But in an industrial environment higher consideration should be given to the temperature distribution in the part, and how it also affects the strain rate and nucleation of new grains. In this way, an inhomogeneous deformation occurs in the part, not only due to triaxiality, which directly affects the austenitic grain size. Both R2 and R4 region showed a complete recrystallized fraction, only varying the transformation time, justifying in R4 a larger austenitic grain size. In contrast to region R3, which did not have complete recrystallization due to lower thermal energy, however, the grain was further refined due to high shear stress and by a higher Zener Hollomon parameter value, impacting on higher strain rate when compared to Region 4.

Figure 4 displays the experimental austenitic grain size for each selected region, an average of the measurements is shown. The microstructure analysis demonstrates a clear grain size variation as predicted in the computational model as well. In R1, there is no recrystallization, only grain deformation, as it did not reach critical deformation. A meta-dynamic recrystallization was observed, as well as a geometric grain coalescence in R2, this is attributed to the higher thermodynamical potential at this point, since there was less heat

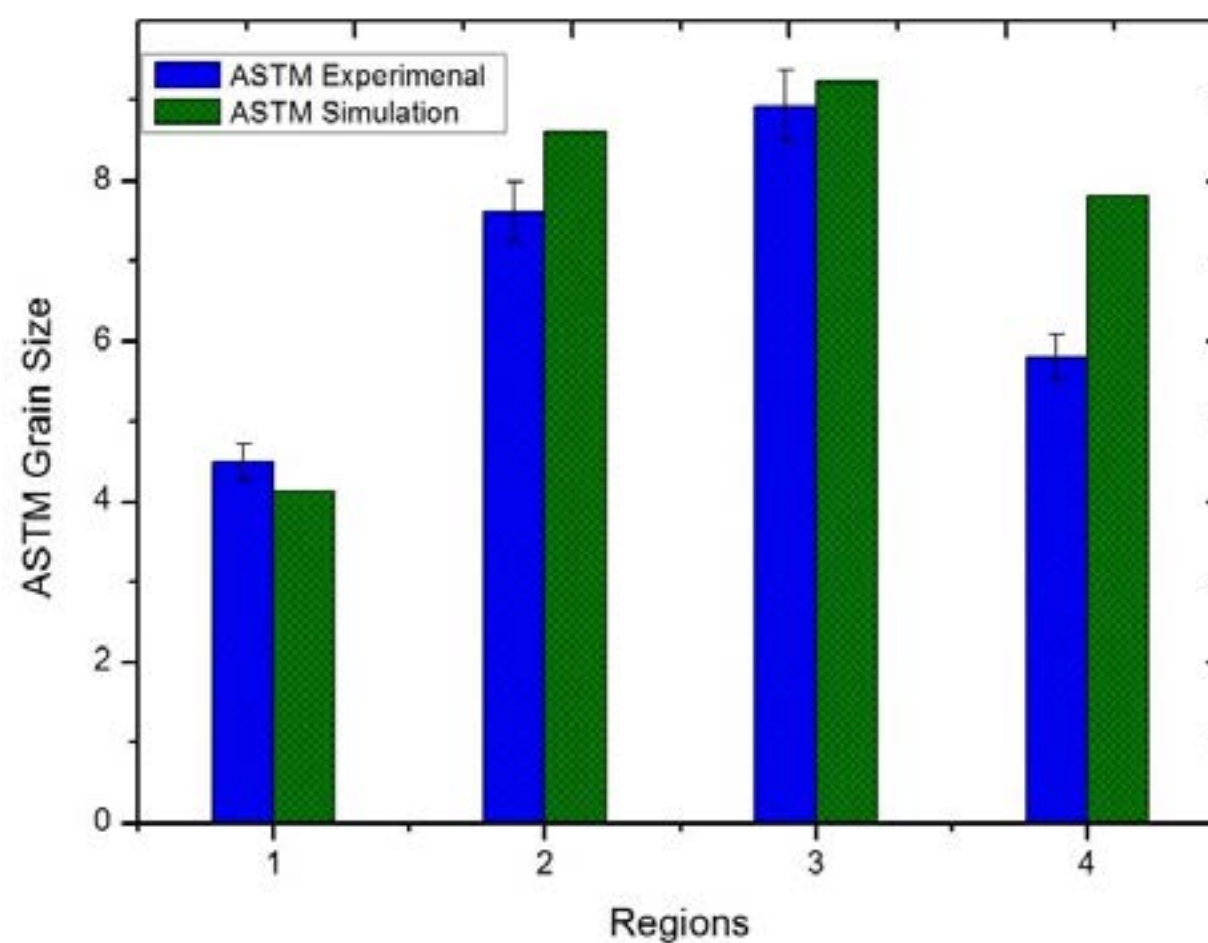


loss. It was also observed in the experimental analysis that Region 3 has smaller grains (ASTM 9) when compared to the other regions.



**Figure 4.** Darkfield metallography analysis, (a),(b),(c) and (d) the selected regions; (e) Macrography of the forged billet.

Figure 5 displays the comparison of predicted and measured grain sizes after the upsetting tests. The simulation results showed a good agreement to the experimental measurements. For Region R1, 8.22% of error was calculated, for R2 around of 13,15%, and, finally, for R3 and R4, 3.47% and 34.72% respectively difference was found.



**Figure 9.** Comparison of numerical and experimental results of austenitic grain size.

Percentage differences between predicted and experimental results for the different regions may be associated with the used boundary conditions, since heat transfer due to the contact between dies and workpiece was considered, unlike Region 4, due to non-contact, it has a higher percentage error. It is also due to the water cooling condition was performed, delaying the freezing of the microstructure and increasing the metadynamic recrystallization kinetics when compared to the moment of the simulation.

#### 4. CONCLUSIONS

The present study was designed to demonstrate an application of a commercial simulator software to predict the austenitic grain size through the JMAK type model. The contribution of this study has been to confirm the applicability of this model to the DIN 20MnC5 steel. A good agreement was obtained on the results using the JMAK macroscale model using pre-established coefficients for the proposed steel.

The results have shown us the importance of controlling hot forging parameters in an industrial environment. Thus ensuring relatively equal austenitic grain sizes during the continuous cooling process to obtain homogeneous microstructures in phase transformations.

#### 5. OUTLOOK

In future work, the behaviour of the microstructure will be evaluated according to different types of presses, such as friction and drop hammer, as well as lubricating means. These results will serve as a basis for the study on microstructural homogeneity allied to the strain rate, which aims to study the influence of different morphologies on austenite, and how



they may influence the mechanical properties of steel after continuous cooling for bainitic steels.

## ACKNOWLEDGEMENTS

The authors thank the Coordination for the Improvement of Higher Education Personnel (CAPES) for assistance in the BRAGECRIM project n° 1844/2017 and DFG Project ZO140/21-1. To the National Research Council (CNPQ) for promoting scholarships.

## REFERENCES

- [1] JORGE JUNIOR AM, BALANCIN O. "Prediction of steel flow stresses under hot working conditions". *Materials Research*, v 8, n. 3, pp. 311-315, Jun-Jul. 2005.
- [2] DEVAUX J. "A New Kinetic Model for Anisothermal Metallurgical Transformations in Steels Including Effect of Austenite Grain Size". *Acta Metallurgica*, v 32, n 1, pp. 137-146, Mai 1984.
- [3] SELLARS CM, WHITEMAN J A. "Recrystallization and grain growth in hot rolling". *Metal Science*, v 13, pp. 187-194, abril 1978.
- [4] JORGE AM, REGONE W, BALANCIN O. "Effect of competing hardening and softening mechanisms on the flow stress curve modeling of ultra-low carbon steel at high temperatures". *Journal Materials Process Technology*, v 142, n 2, pp. 415-421, Mar. 2003.
- [5] LAN L-Y, QIU C-L, ZHAO D-W, GAO X-H, DU L-X. "Dynamic and Static Recrystallization Behavior of Low Carbon High Niobium Microalloyed Steel". *Journal Iron Steel Research International*. v 18, n 1, pp. 55-60, 2011.
- [6] MIRZADEH H, NAJAFIZADEH A. "Prediction of the critical conditions for initiation of dynamic recrystallization". *Materials and Design*. v 31, pp. 1174-179, set 2009.
- [7] HALLBERG H. "Approaches to Modeling of Recrystallization". *Metals (Basel)* [Internet]. 2011;1(1):16–48. Available from: <http://www.mdpi.com/2075-4701/1/1/16/>
- [8] COLOMBO, TIAGO C. A; BRITO, ALBERTO M.G; SCHAEFFER L. "Numerical Simulation of Thermomechanical Processes Coupled with Microstructure Evolution". *Computing in Science and Engineering*. 2014;1521–9615/(April):10–5.
- [9] TEODORESCU M, LASNE P, LOGÉ RE. "Modeling Recrystallization for 3D Multi-Pass Forming Processes". *Mater Sci Forum* [Internet]. 2007;558–559:1201–6. Available from: <https://www.scientific.net/MSF.558-559.1201>
- [10] MORAES ALI, BALANCIN O. "Numerical Simulation of Hot Closed Die Forging of a Low Carbon Steel Coupled with Microstructure Evolution 2". *Material Research*. , v 18, n. 1, pp. 92-97, Jun 2015.

- [11] SOLTANPOUR M, YANAGIMOTO J. “Material data for the kinetics of microstructure evolution of Cr-Mo-V steel in hot forming”. *Journal of Material Processing Technology*. v 212, n 2, pp. 417-426, Out 2012.
- [12] PADILHA, A. F., JUNIOR, F. S., Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. ABM, 2005.
- [13] GARCIA, A., SPIM, J. A., DOS SANTOS, C. A., *Ensaio dos materiais*, 2ed., Livros Técnicos e científicos, 2000.
- [14] LIN, Y. C., CHEN, M-S, ZHONG, J., “Numerical simulation for stress/strain distribution and microstructural evolution in 42CrMo steel during hot upsetting process”. *Computational Materials Science*, v. 43, n. 4, p. 1117-1122, 2008.
- [15] SAKAI, T.; JONAS, J. J\_. “Overview no. 35 dynamic recrystallization: mechanical and microstructural considerations”. *Acta Metallurgica*, v. 32, n. 2, p. 189-209, 1984.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Effect of Strain on the Austenitic Field of DIN 18MnCrSiMo6-4 Steel on its Microstructure

*Hatwig, R. A.* <sup>(1)</sup>  
*Perozzo, T. S.* <sup>(1)</sup>  
*Dong, J.* <sup>(2)</sup>  
*Epp, J.* <sup>(2)</sup>  
*Zoch, H-W.* <sup>(2)</sup>  
*Rocha, A. S.* <sup>(1)</sup>

### ABSTRACT

Due to a combination of advantages, high performance steel components, especially with automotive manufacturing applications, are generally forged parts. In the forging industry, bainitic steels are increasingly used because they reduce the processing chain and energy consumption. In this case, the bainitic microstructure can be obtained immediately after forging, with controlled cooling, and without any subsequent heat treatment. Thus, the objective of this work is to evaluate the effect of thermomechanical routes - performed in the austenitic and bainitic fields - on the microstructure and final hardness of DIN 18MnCrSiMo6-4 bainitic steel. For this, thermomechanical processing routes were tested and evaluated in a Gleeble® 3800 testing machine using different conditions: austenitization temperature, strain temperature and strain rate. The results allowed to characterize the morphology of the bainitic microstructure as a function of the thermomechanical route employed.

**Key words** — thermomechanical processing; energy saving; DIN 18MnCrSiMo6-4 bainitic steel;

### 1. INTRODUCTION

In the last decades, the excessive consumption of natural resources already has visible consequences throughout the planet. This fact, associated with current governmental requirements, has led industries to implement a more efficient production system, with the rational use of these resources at all stages of the manufacturing process. In this context, Brazil and Germany were highlighted as

<sup>(1)</sup> *Laboratório de Transformação Mecânica, LdTM / Universidade Federal do Rio Grande do Sul, UFRGS;*

<sup>(2)</sup> *Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien – IWT Bremen / Universität Bremen;*

examples from the current *Route 2030* [1] and *National Action Plan on Energy Efficiency – NAPE* [2] programs, respectively.

Thus, studies related to the forging process have been prioritizing heat reduction, or energy saving, in forging, heat treatment and thermochemical processes - such as the joint program AiF-DFG EcoForge [3] and the international cooperation project BRAGECRIM, entitled “*Energy efficient manufacturing chain for advanced bainitic steels based on thermomechanical processing*” [4]. In this sense, processes such as *direct quenching* associated with the use of new materials - such as new bainitic steels [5,6] - appear as an alternative to reduce energy waste.

In this work, *alternative* thermomechanical processing routes to the traditional quenching / tempering processes and isothermal treatment were tested and evaluated. The main objectives of this work were: (i) to determine the warm and hot stress-strain curves, with emphasis on the maximum force required to promote material deformation at the respective strain temperature, (ii) to determine the temperature range where phase transformations occur during material cooling - especially with respect to bainitic transformation, and (iii) evaluate the final microstructural condition of the steel in relation to its morphology and hardness.

For this, thermomechanical experiments were conducted with deformations on the austenitic and bainitic fields, with subsequent direct and controlled cooling after deformation.

The present study contains results of the effects of metastable austenite deformation on the kinetics and final morphology of the phase transformation, especially the bainitic phase; being that, these data are of practical importance for the selection of optimum thermomechanical processing conditions applicable on an industrial scale.

## 2. MATERIAL AND METHODOLOGY

### 2.1. Material

For the development of this work, the steel DIN 18MnCrSiMo6-4 (commercially named as HSX 130HD) was used. Figure 1 present the microstructure of this material ‘as received’.

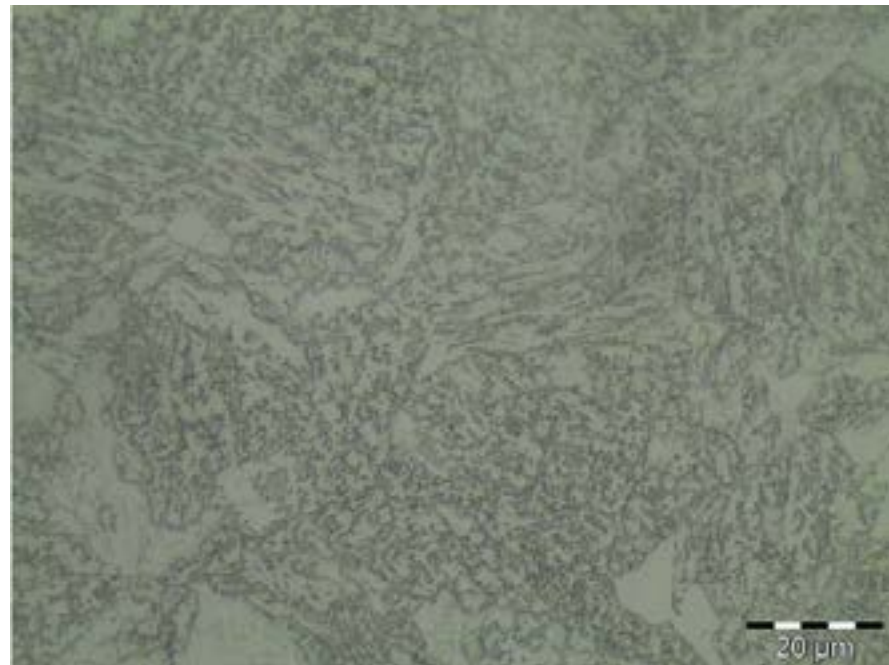


Figure 1 - Microstructure of the bainitic steel DIN 18MnCrSiMo6-4 ‘as received’.

The microstructure consists mainly of the bainitic phase. However, initial characterization studies [7] identified a volumetric fraction of pro-eutectoid ferrite and retained austenite of approximately 15% and 10%, respectively.

The main alloying elements and the main mechanical characteristics of the steel under study are given in Table 1.

Table 1 - Chemical composition and main mechanical characteristics of the DIN 18MnCrSiMo6-4 steel.

Steel Grade	C [%]	Mn [%]	Si [%]	Cr [%]	Ys [MPa]	Rm [MPa]	Elongation [%]	Hardness [HV1]
HSX 130HD	0,17	1,5	1,2	1,2	1030	1170	16	330

### 2.2. Methodology

In this work, a Gleeble 3800<sup>®</sup> universal testing machine was used and the *alternative* processing routes presented in Figures 2 - 4 were employed. The parameters used to perform the tests can be observed directly in Figures 2 - 4.

Thus, the processing routes represented by Figures 2 - 4, were tested in order to obtain the final properties of the material under these specific processing conditions.



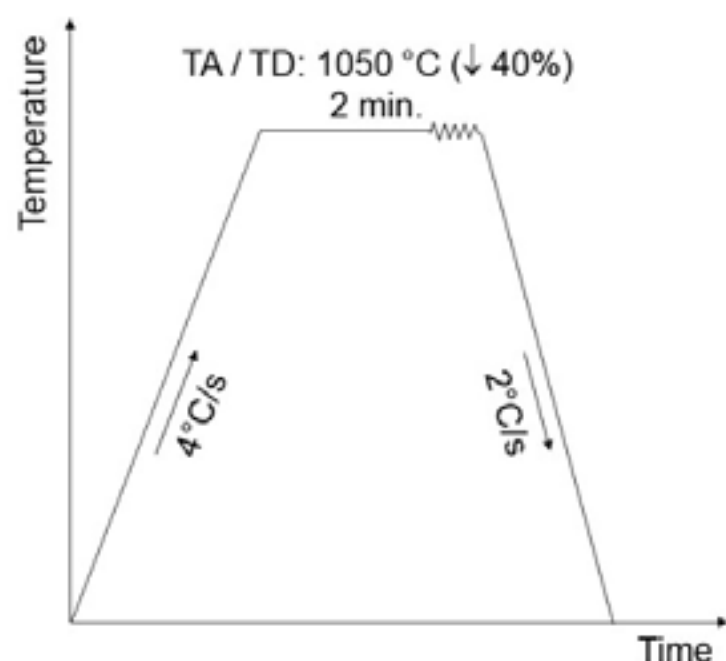


Figure 2 - Thermomechanical route with deformation in the austenitic field (1050°C) and applied strain rate of 0,1 s<sup>-1</sup>.

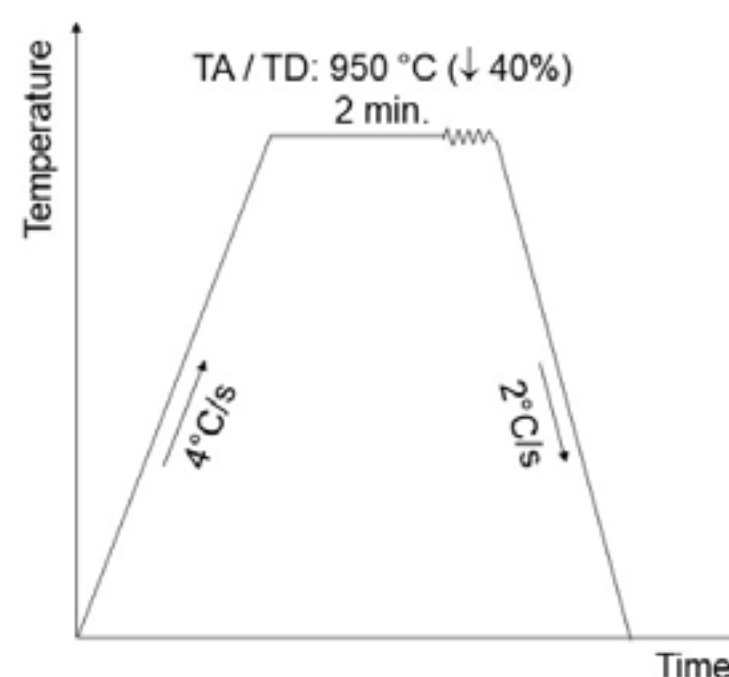


Figure 3 - Thermomechanical route with deformation in the austenitic field (950°C) and applied strain rates of 0,01 s<sup>-1</sup> and 0,1 s<sup>-1</sup>.

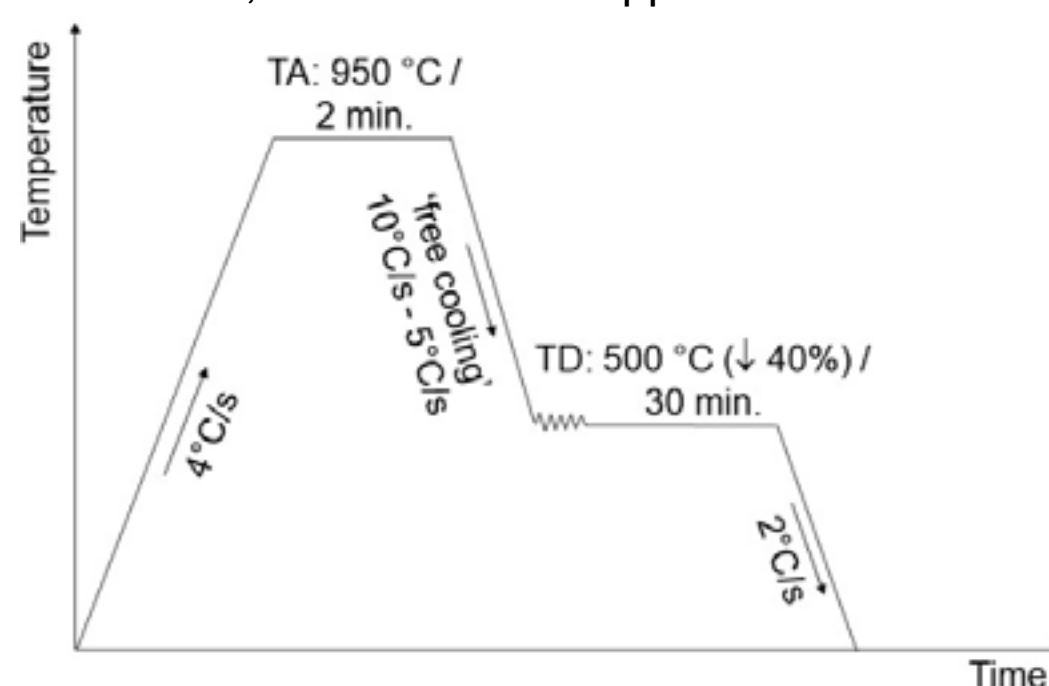


Figure 4 - Thermomechanical route with deformation in the bainitic field (500 °C) and applied strain rate of 0.1 s<sup>-1</sup>.

Thus, cylinder-shaped samples of the material under study, with the following dimensions: 10 mm (diameter) x 15 mm (height) were deformed - in a single step - until 40% of its original height.

Moreover, at 950 °C, the strain rates of 0.1s<sup>-1</sup> and 0.01s<sup>-1</sup> were employed in the application of the deformations. The temperature of the isothermal treatment, 500 °C, was defined based on the CCT diagram of the steel under study.

Table 2 describes the range of tests performed, together with the parameters used.

Table 2 - Tests and parameters used in the implementation of thermomechanical routes. TA: austenitization temperature; tA: austenitization time; TD: deformation temperature.

Test	TA (°C)	tA (min)	TD (°C)	Deformation Degree, (%)	Cooling Rate, (K/s)	Strain Rate, (s <sup>-1</sup> )
<b>Austenitic Field</b>						
1	1050	2	1050	40	2	0,1
2	950	2	950	40	2	0,1
3	950	2	950	40	2	0,01
<b>Bainitic Field</b>						
4	950	2	500	40	2*	0,1

\* after isothermal treatment.

### 3. RESULTS AND DISCUSSIONS

#### 3.1. Stress-Strain Curves

In conventional hot and warm forging, the *billet* is heated to its respective forging temperature to reduce yield stress and increase deformability. Thus, the acquisition of the hot and warm stress-strain curves is an important result, because it allows estimate the necessary stress and the energy consumption to deform the material.

Figure 5 show the stress-strain curves of DIN 18MnCrSiMo6-4 steel after deformations at temperatures of 1050 °C, 950 °C and 500 °C, obtained by applying the strain rates of 0.1 s<sup>-1</sup> or 0.01 s<sup>-1</sup>.

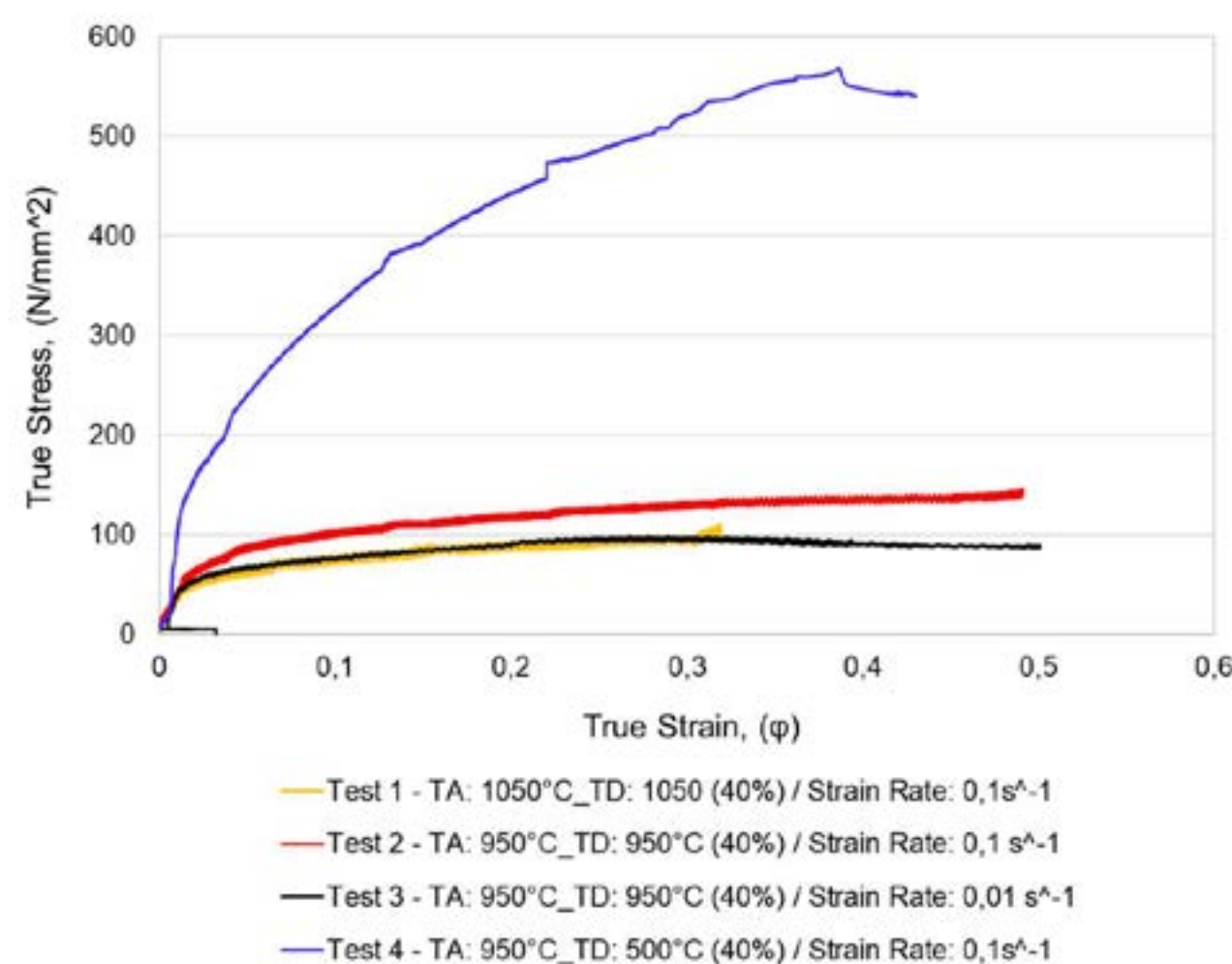


Figure 5 – Hot and warm stress-strain curves of the steel DIN 18MnCrSiMo6-4 from deformations in the austenitic and bainitic fields.

There are many works in literature approaching mechanical properties, as toughness and fatigue, of similar steels of DIN 18MnCrSiMo6-4, such as the DIN 20MnCr5 steel. However, no clear and objective studies were found reporting mechanical properties hot obtained with similar steels; this fact, makes it difficult to discuss these results in the present work. However, the high stress necessary to promote deformation in the bainitic field becomes evident in relation to the deformations promoted in the austenitic field. This fact associated of the bainitic transformation induced by the deformation, beside the higher strength of the austenite at lower temperature.

Table 3 show the maximum stress values required to deform the material under the test conditions described in Table 2.

Table 3 - Maximum stress required to promote hot strain of DIN 18MnCrSiMo6-4 steel under the tested conditions.

Test	Maximum Stress (N/mm <sup>2</sup> )
1	110
2	145
3	98
4	613

### 3.2. *Start* and *end* phase transformation temperatures

The main advantage of determining the *start* and *end* temperatures of phase transformations is to plan the thermomechanical route in a more optimized manner, minimizing processing and / or manufacturing costs.

Some research groups [7-13] have approached in their studies the deformation effects in phases transformation on isothermal treatments and, also, with continuous cooling. However, there are few reports about the effects of deformations on *start* and *end* temperatures, as well on the kinetics of phase transformation in continuous cooling thermomechanical processing routes. Table 4 present the results obtained about the *start* and *end* temperatures, as well as the total time of phase transformations in the steel under study.

Table 4 - *Start* and *end* temperatures of phases transformation and total transformation time.

Test	T <sub>initial</sub>	T <sub>final</sub>	Δt
1	460	400	32s
2	451	340	56 s
3	462	358	52 s
4	-	-	-



Metallographic analysis of Test 1-3 samples revealed a small pro-eutectoid ferrite content, although this transformation wasn't identified on the expansion curves of the material. This phenomenon is completely acceptable because the volume fraction of this phase is small to be identified by the *Linear Variable Differential Transformer – LVDT*, coupled to the Gleeble® 3800 equipment.

On the other hand, it is clearly identified that there was no change in the temperature of the beginning of the transformations. However, the total reaction time of austenitized samples at 950 °C is slightly longer than the total time observed in the austenitized sample at 1050 °C; this is also evidenced by the lower end-of-reaction temperature. This phenomenon seems to be associated with lower austenitic grain growth at a temperature of 950 °C.

Regarding isothermal treatment, the cooling rate employed (5 °C - 10 °C) was enough to suppress the formation of the pro-eutectoid ferrite. In this case, the initial transformation of the bainitic phase seems to be induced by deformation. In addition, after isothermal treatment at 485 °C, a second transformation to the martensitic phase was observed, indicating that the 30 minutes at 500 °C was insufficient for complete austenite transformation.

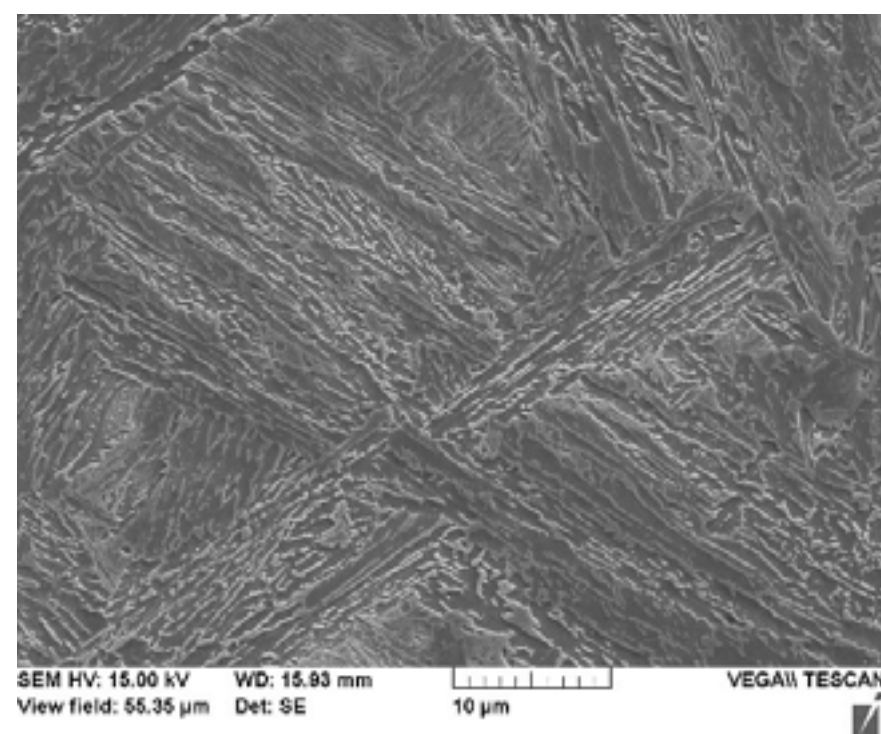
### 3.3. Metallographic Analysis

There is short literature regarding the influence of continuous cooling on the microstructure and final mechanical properties of steels. Notably, simpler treatments (quenching / tempering and isothermal treatments) but with high energy consumption are preferred. One of the main works on continuous cooling, containing the energy saving philosophy was developed by [13], where it was shown that, depending on the cooling strategy employed, even low alloyed steels such as DIN 20MnCr5, are susceptible to the bainitic microstructure generation. More recently, another paper published by [7] presents the influence of bainite morphology on a carbide-free steel on toughness. However, in these works, several cooling rates were applied, but without deformation in the material.

Figures 6 - 9 show the microstructures related to the physical simulations performed. In this case, the metallographic analysis was performed in order to verify the final microstructural condition of the sample tested; i. e., the refining of the microstructure and its constituents, mainly. In this way, it is possible to project the final mechanical properties of the forged component in relation to the thermomechanical route employed.



6(a)



6(b)

Figure 6 – Final microstructure corresponding to the thermomechanical treatment of Test 1.  
(a) optical microscopy, (b) scanning electron microscopy.



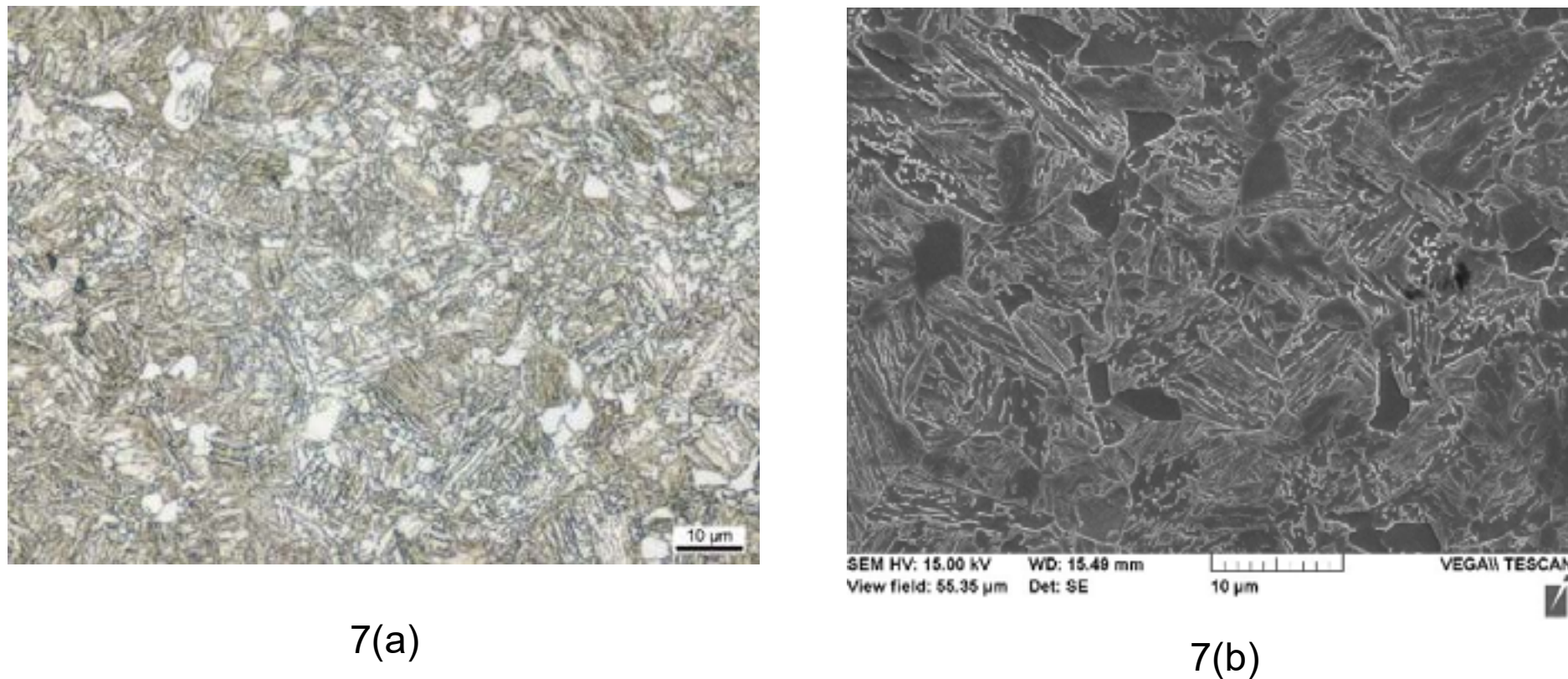


Figure 7 – Final microstructure corresponding to the thermomechanical treatment of Test 2.  
(a) optical microscopy, (b) scanning electron microscopy.



Figure 8 – Final microstructure corresponding to the thermomechanical treatment of Test 3.

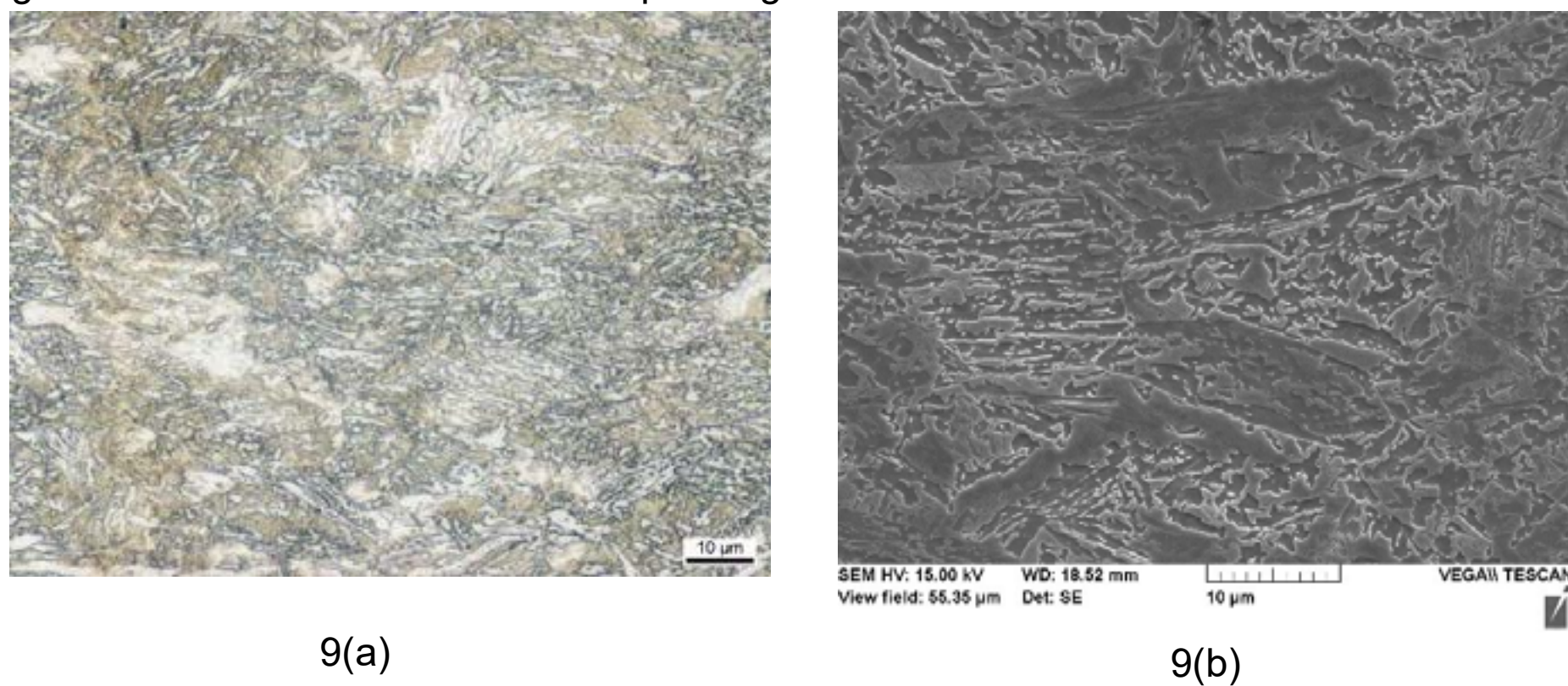


Figure 9 – Final microstructure corresponding to the thermomechanical treatment of Test 4.  
(a) optical microscopy, (b) scanning electron microscopy.

The microstructural refinement of the deformed samples at lower temperatures, 950 °C and 500 °C, is evident compared to the deformed sample at 1050 °C, because the higher deformation temperature (1050 °C) led to coarsening of austenite grain and, therefore, of the bainite laths.

Thus, in the deformed sample at 1050 °C, a bainitic matrix consisting mainly of Lath Like Bainite (LLB) was identified, as well as some small regions consisting of pro-eutectoid ferrite and granular bainite.

In deformed samples at 950 °C (strain rates of  $0.1s^{-1}$  and  $0.01s^{-1}$ ) the matrix is composed of granular bainite (GB). In addition, regions of small volumetric fraction consisting of pro-eutectoid ferrite and LLB are also identified.

The microstructure resulting from the isothermal treatment consists mainly in GB, with a small fraction of martensite. This bainite morphology is attributed to the high temperature in the upper bainite range leading to coarse sheaves. The “dark brown” regions are the martensitic phase, generated in the cooling of the material after the isothermal treatment.



### 3.4. Hardness

Table 5 shows the final hardness of the samples in relation to the thermomechanical route employed. Table 1 show the hardness of the sample 'as received'.

Table 5 - Final hardness of samples obtained through thermomechanical routes.

Test	Hardness, (HV 1)
1	382±9
2	388±13
3	380±8
4	428±8

There was no variation in the final hardness of the deformed samples in the austenitic field. On the other hand, the more higher hardness value observed in Test 4 (bainitic field) only reinforces the transformation to the martensitic phase previously described.

## 4. CONCLUSIONS

- The maximum stress required to deform the DIN 18MnCrSiMo6-4 steel in the bainitic field was 4 times higher than the maximum stress required to promote deformation in the austenitic field;
- Regarding the thermomechanical routes employed, it was possible to identify the present phases, as well as their microstructural characteristics - especially in relation to the bainitic phase. It was also possible to determine the *start* and *end* temperatures and the total reaction time in relation to the thermomechanical route employed;
- In the sample where the isothermal treatment was performed, in addition to the bainitic phase, a second transformation to martensite ("dark brown" phase) after the isothermal treatment was identified; that fact, together with the larger microstructural refinement, justify the hardness of this condition;
- There was no variation in the final hardness values of the samples deformed in the austenitic field; however, the final hardness under these conditions was 20% higher than the hardness of the sample as received;
- In high performance steel components, or parts with extreme applications, requiring 'ideal' mechanical and metallurgical properties, then isothermal treatment should be preferred; otherwise, in less demanding applications, processes involving forging with subsequent continuous cooling can safely be used;
- Finally, the results indicate that there is a great potential for the use and application of new bainitic steels, because subsequent forging treatments, such as quenching and tempering, can be suppressed.

## ACKNOWLEDGMENT

The authors would like to thank the German Research Foundation DFG and CAPES for the financial support of this work (DFG ZO140/21-1 and CAPES 88887.142483/2017-00), which was done in the frame of the "BRAGECRIM" program (Brazilian German Cooperation Research Initiative in Manufacturing).

## References

- [1] <https://www.rota2030.com.br/>
- [2] <https://www.bmwi.de/>
- [3] Fischer, M.; Henning, H.-H.; Bleck, W.; Huskic, A.; Kazhai, M.; Hadifi, T.; Bouguecha, A.; Behrens, B.-A. 'EcoForge: Energieeffiziente Prozesskette zur Herstellung von Hochleistungs Schmiedeteilen', HTM J. Heat Treat. Mater., 2014, 69, 209–219.
- [4] <http://www.bragecrim.rwth-aachen.de/>
- [5] Buchmayr, B. Critical assessment 22: Bainitic forging steels. Materials Science and Technology (United Kingdom), 2016. v. 32, n. 6, p. 1–6.
- [6] Bhadeshia, H. K. D. H. BAINITE IN STEELS Theory and Practice. Third ed. [S.I.]: Maney Publishing, 2015.
- [7] Caballero, F.G.; Capdevila, C.; Chao, J.; Cornide, J.; Garcia-Mateo, C.; Roelofs, H.; St. Hasler; Mastrogiacomo, G.; *The Microstructure of Continuously Cooled Tough Bainitic Steels*; 2nd Int Conf. Super-High Strength Steels.
- [8] Sourmail, T.: Bainite and Superbainite in Long Products and Forged Applications. HTM J. Heat Treat. Mat. 72 (2017) 6, 371-378.
- [9] Caballero, F. G.; Roelofs, H.; Hasler, St.; Capdevila, C.; Chao, J.; Cornide, J.; Garcia-Mateo, C.: Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels. Mater. Sci. Technol. 28 (2012) 1, pp.95-102.
- [10] Hasler, S. 'Bainitischer Stahl Swissbain-7MnB8 senkt Herstellkosten', stahl und eisen, 2014, 134, (8), 58–60.
- [11] Bhadeshia, H. K. D. H.: 'Nanostructured bainite', P. Roy. Soc. A, 2010, 466, 3–18.
- [12] Roelofs, H.; Hasler, S.; Chabbi, L.; Urlau, U.; Chen, J.; Bhadeshia, H. K. D. H.: Multiphase Structures in Case Hardening Steels following Continuous Cooling. New development on metallurgy and applications of high strength steels, Buenos Aires, 26.-28. Mai 2008.
- [13] Eggbauer, G.; Buchmayr, B. Optimized Cooling Strategies for Bainitic Forging Steels. Key Engineering Materials, 2016. v. 716, p. 472–480.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Influência de um lubrificante utilizado em processos de conformação mecânica na taxa de desgaste de um aço em diferentes patamares de rugosidade

Accadrolli, G. <sup>(1)</sup>  
Schaeffer, L. <sup>(2)</sup>  
Waldman, H.M. <sup>(3)</sup>  
Gehlen, G.S. <sup>(4)</sup>

### RESUMO

Os lubrificantes são elementos muitas vezes indispensáveis nos processos de conformação mecânica e seu custo é relativamente baixo quando comparado ao valor final do componente produzido pelo processo. Além disso, os lubrificantes possuem uma importante função no processo, evitando o contato metal-metal entre o *billet* e o ferramental e minimizando danos causados pelo desgaste. A rugosidade superficial é uma particularidade que exerce influência no contato entre as protuberâncias superficiais (*billet* x ferramental). Em interações superficiais, conhecer as características topográficas é necessário para compreender os fenômenos tribológicos que atuam durante o contato superficial. A análise das características da superfície também são informações fundamentais para o entendimento dos mecanismos de desgaste. Tendo esta informação como premissa, o presente trabalho visa avaliar a variação da taxa de desgaste de um par de material metal-metal (SAE 4140 e DIN100Cr6), avaliando o desempenho do lubrificante em diferentes níveis de rugosidade superficial entre as amostras, através da utilização de um dispositivo para ensaios tribológicos pino-sobre-disco, avaliando assim a perda de massa das amostras após o ensaio.

**Palavras-Chave** — lubrificante, rugosidade, desgaste, conformação mecânica, tribologia, pino-sobre-disco.

### ABSTRACT

Lubricants are often indispensable elements in metal forming processes and their cost is relatively low compared to the final value of the component produced by the process. In addition, lubricants play an important role in the process, preventing metal-metal contact

<sup>(1)</sup> Master's Student, Mechanical Engineer Gláucio Accadrolli; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil. [glaucio.accadrolli@ufrgs.br](mailto:glaucio.accadrolli@ufrgs.br)

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Ing. Lirio Schaeffer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(3)</sup> Master's Student, Mechanical Engineer Henrique Marques Waldman; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil. [henrique\\_waldman@hotmail.com](mailto:henrique_waldman@hotmail.com)

<sup>(4)</sup> Mechanical Engineering Student Gustavo da Silva Gehlen; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil. [gehlengus@hotmail.com](mailto:gehlengus@hotmail.com)

between the work piece and the tooling, thereby minimizing the wear damage. Surface roughness is a feature that influences the contact between the surface bulges (work piece x tooling). In superficial interactions, knowing the topographic characteristics is necessary to understand the tribological phenomena that acts during the surface contact. Surface characteristics analysis is also a key information for understanding wear mechanisms. Taking this information as a premise, the present work aims to evaluate the wear rate variation of a pair of metal-metal material (SAE 4140 and DIN100Cr6), comparing the lubricant performance at different surface roughness levels between the samples, using of a pin-on-disk apparatus for mass loss analyzes after the tests.

**Key words** — lubricant, roughness, wear, metal forming, tribology, pin-on-disk.

## 1. INTRODUÇÃO

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a influência dos lubrificantes identificados como: “Lubrificante 1”, “Lubrificante 2” e “Lubrificante 3” (comumente utilizados nos processos de conformação mecânica a frio) no desgaste durante uma interação entre superfícies do tipo metal-metal de um par de material, constituído pelos aços SAE4140 e DIN100Cr6, sob influência de diferentes patamares de rugosidade superficial (Nível C, Nível B e Nível A), através de um dispositivo para ensaios tribológicos do tipo pino-sobre-disco (Figura 1). Esta prática visa elaborar uma avaliação tribológica preliminar oferecendo uma melhor compreensão do comportamento do lubrificante perante o nível de rugosidade superficial dos corpos de prova ensaiados. Essa metodologia procura contribuir para a adequada seleção de lubrificante em casos que um determinado patamar de rugosidade é conhecido.



**Figura 1:** Dispositivo para ensaios tribológicos do tipo pino-sobre-disco [1].

### 1.1 DETERMINAÇÃO DO DESGASTE POR MUDANÇA DE MASSA

A mudança de massa é medida como a diferença entre a massa da amostra registrada antes e depois do ensaio tribológico. Da mesma forma como todos os detritos provenientes do ensaio devem ser coletados e reservados para análises posteriores [2].

Resultados confiáveis através da técnica de mudança de massa são alcançados frequentemente com o auxílio de uma balança analítica (adequadamente calibrada), para tal, deve-se conduzir corretamente o preparo dos mensurandos, adotando cuidados como limpeza adequada e correto manuseio dos mesmos, através da utilização de luvas e pinças [3].

A relação entre a perda de massa e a densidade da amostra é utilizada para determinar o volume desgastado (Equação 1) em medições de perda de massa [2].



$$VD = \frac{M}{\rho} \cdot 1000 \quad (1)$$

Onde: VD é o Volume desgastado dado em mm<sup>3</sup>, M é a Perda de massa dada em g e  $\rho$  é a Densidade da amostra dada em g/cm<sup>3</sup> [2].

Stachowiak e Batchelor complementam que a capacidade de absorção das amostras, assim como a corrosão, desgaste em ambientes corrosivos e utilização de fluidos orgânicos como lubrificantes, são fortes fatores que influenciam a determinação do desgaste [3].

## 1.2 CONDIÇÕES TOPOGRAFIAS SUPERFICIAIS

Em interações entre superfícies, compreender as características topográficas superficiais se torna necessário para o entendimento dos fenômenos tribológicos que atuam durante o contato superficial. A análise das características da superfície também são informações fundamentais para o entendimento dos mecanismos de desgaste, assim como o atrito. Contaminantes atmosféricos, presença de óxidos, dureza e planicidade em escala microscópica, são algumas características que devem ser observadas em contatos entre superfícies [4].

A rugosidade superficial é uma particularidade que exerce influência no patamar de contato entre as protuberâncias das superfícies. Para manter baixa a possibilidade de alguma interação entre protuberâncias de superfícies, a utilização de lubrificantes é necessária em determinados níveis de rugosidade, contudo, em contatos rolantes em condições normais de carga, velocidade e lubrificação pode haver deformação elástica das com uma película lubrificante entre as superfícies. A influência da rugosidade em uma superfície apenas é relevante quando ocorre o rompimento das protuberâncias ou rompimento do filme lubrificante, ocasionando o contato com a superfície oposta [5].

A textura das superfícies é classificada conforme suas características:

- Nano e micro rugosidade são variações superficiais no comprimento de uma ondulação, caracterizados por picos e vales com amplitudes e espaçamentos variados.
- Ondulação é a irregularidade superficial definida como macro rugosidade; suas principais causas são resultados do processo de fabricação como a incorreta fixação da peça, vibração e deformações ocasionadas por tratamentos térmicos.
- O termo camada é definido por Bhushan, porem é conhecido como direção das estrias, que indica a direção principal das irregularidades superficiais causadas pelo método de fabricação na qual a superfície foi condicionada.
- Falhas são interrupções indesejadas na textura superficial que contem desvios abruptos da forma nominal de um componente. O termo falha é conhecido como erro de forma.

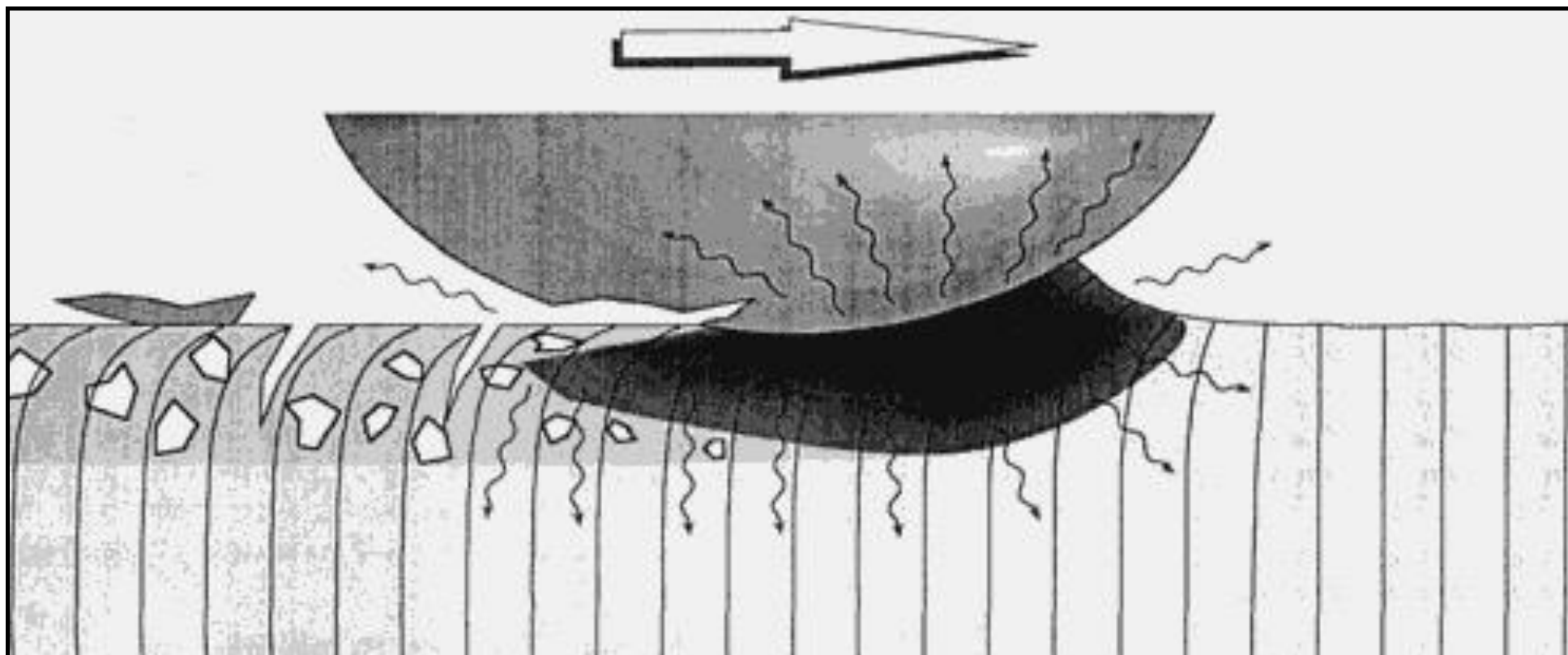
As texturas da maioria das superfícies utilizadas na engenharia são classificadas como: aleatórias, isotrópicas ou anisotrópicas, além de estarem atreladas ao processo de fabricação [6].

## 1.3 INTRODUÇÃO AO DESGASTE

O desgaste é definido por Bayer como um dano causado na superfície de um material. As formas mais comuns de danos são caracterizadas pela perda de material, deslocamento de material ou perda volumétrica de material. Em ensaios tribológicos com a finalidade de avaliar o comportamento de desgaste, é usual utilizar a perda de massa como medida ou perda volumétrica [7].

Uma superfície influenciada pelo desgaste pode apresentar um único dano, porém, na maioria dos casos é comum uma superfície apresentar mais de um tipo de dano causado pelo desgaste. A definição da camada ativa se refere à camada superficial com todas as características tribológicas durante o contato superficial de desgaste, já a denominação camada relaxada dá-se a superfície após a retirada das forças atuantes e após a mesma atingir a temperatura ambiente [8].

É relevante estudar-se a camada relaxada, pois é através dela que se obtêm conclusões sobre o modo de falha, melhoria de projeto, seleção de materiais ou outros aspectos dependendo da finalidade da análise. A Figura 2 demonstra o evento em que uma camada ativa transforma a superfície do material sob a influência de grandes forças normais e de cisalhamento e calor proveniente de atrito. O relaxamento desta camada, envolvendo transformações de fase adicionais, ocorrerá em algum determinado tempo, após o contato de desgaste ser cessado [8].



**Figura 2:** Esquema de um único dano gerando uma camada ativa [8].

Para Ludema, o grande desafio na resolução de problemas causados pelo desgaste é descobrir o tipo de desgaste que os componentes estarão sujeitos. O material pode ser removido da superfície de contato sólido de três maneiras, classificadas por: fusão, dissolução ou pela separação física atômica. Ludema também destaca que tanto processos mecânicos ou químicos, podem influenciar separadamente ou em conjunto um material, como por exemplo: abrasão em um meio corrosivo. Não há muitos dados que possam prevenir o comportamento de um material sob condições de desgaste, porém há muitas informações a respeito de seleção de materiais. Na falta de dados prévios da influência do desgaste a única alternativa é aliar a seleção de materiais com as análises de falha de desgaste, para isso existem ferramentas que possibilitam simular e mensurar um índice de desgaste condizente com a real aplicação do material em questão. A correta concepção de projeto do engenheiro é a principal forma de conferir ao componente em questão uma maior resistência ao desgaste, porém nem engenheiros ou pesquisadores podem antecipar em quais combinações de mecanismos que ocorrerão uma experiência próxima a realidade, o caminho mais prudente é simular um mecanismo de desgaste, desde que se parta da premissa de um sólido conhecimento em mecanismos e equipamentos dedicados a observar o comportamento e a influência do desgaste [9].

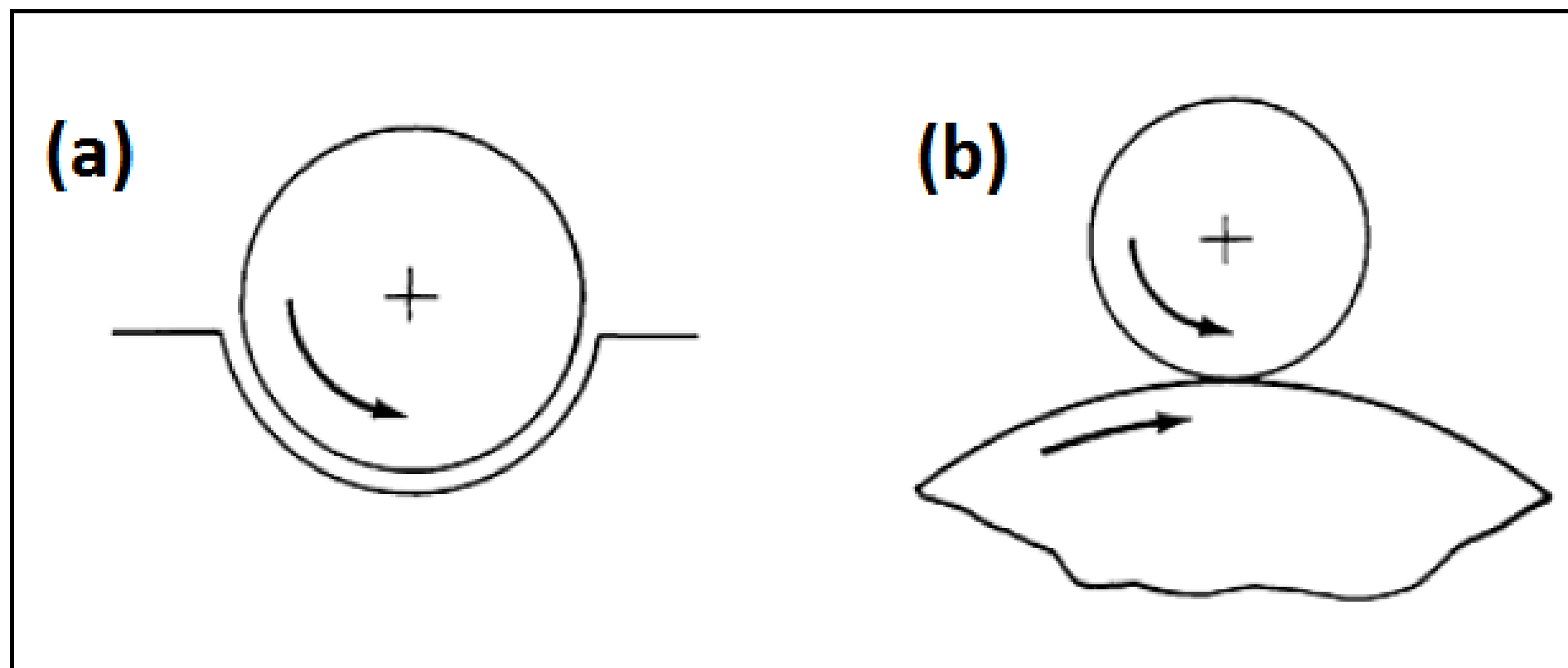
#### 1.4 INTRODUÇÃO À LUBRIFICAÇÃO

A finalidade da lubrificação é reduzir o atrito e o desgaste, além de possuir a capacidade de transportar calor e transportar detritos oriundos de um processo de deslizamento ou rolamento entre superfícies em contato. A lubrificação é introduzida entre um contato superficial na forma líquida, sólida ou gasosa. Há diversas variáveis que influenciam na lubrificação, entre elas são destacadas: a rugosidade superficial, a carga de contato exercida, a temperatura e as condições de contato (tanto deslizantes, como rolantes), a velocidade do componente em que o lubrificante foi introduzido, as condições ambientais e as propriedades físicas e químicas do lubrificante [10].

Segundo Cheng, há duas geometrias para superfícies em lubrificação, elas são denominadas: Conformante e não-conformante (Figura 3). Cheng exemplifica que em contatos rolantes do tipo conformante, normalmente as superfícies são separadas por uma película espessa de lubrificante (óleo ou gás) gerada hidrodinamicamente pelas velocidades de superfície ou hidrosticamente por um lubrificante externamente pressurizado. Estas superfícies comumente operam no regime de lubrificação hidrodinâmica ou hidrostática de filme espesso. A lubrificação por meio de contato não-conformante, ocorre em uma região muito pequena e concentrada, conhecida como zona hertziana.



Nestes contatos, a espessura do filme é extremamente fina, da mesma ordem da rugosidade da superfície, além da elevada pressão exercida no lubrificante, que influenciará a deformação elástica da superfície do mesmo [10].



**Figura 3:** Tipos de geometria de contato, onde: (a) Conformante e (b) Não-conformante. Adaptado de [10].

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

O procedimento para mensurar o coeficiente de desgaste através da técnica de perda de massa possui as seguintes etapas:

- Preparação superficial das amostras;
- Medição da dureza das amostras;
- Medição da massa inicial das amostras;
- Verificação superficial das amostras através da técnica de microscopia ótica;
- Medição da rugosidade das amostras do tipo disco;
- Ensaio tribológico do tipo pino-sobre-disco;
- Medição da massa das amostras após o ensaio.

Os pares de material selecionado para o ensaio são compostos por:

- Amostras do tipo disco confeccionadas em aço SAE4140, obtidas através de tarugos cilíndricos, e usinadas através do processo de torneamento, identificadas pela letra “D”;
- Amostras do tipo pino (esferas) adquiridas comercialmente, confeccionadas em aço DIN100Cr6, identificadas pela letra “E”;
- A identificação do par de material é exposta pelas letras “DE” seguidamente do número das amostras disco e esfera. Exemplo: Par de material “DE1” = “Disco 1” & “Esfera 1”.

A composição química destes materiais pode ser observada na Tabela 1.

**Tabela 1:** Composição química dos corpos de prova.

Tipo	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
<b>DIN100Cr6</b>	0,95 a 1,10	0,15 a 0,35	0,25 a 0,45	0,03	0,03	1,35 a 1,65	-
<b>SAE 4140</b>	0,38 - 0,43	0,15 - 0,35	0,75 – 1,00	0,03	0,04	0,8 – 1,1	0,15 – 0,25

As principais características dos lubrificantes utilizados no ensaio tribológico estão expostas na Tabela 2.



**Tabela 2:** Características dos lubrificantes.

Lubrificante	Tipo	Massa (1,0 mL)	Densidade a 20/4°C	Viscosidade - cSt a 40°C (mm <sup>2</sup> /s)
1	Óleo Sintético	1,0748 g	0,959	737
2	Óleo Mineral	0,9450 g	0,945	100
3	Óleo Mineral	0,9309 g	0,930	90

## 2.1 PREPARAÇÃO SUPERFICIAL

Com a finalidade de classificar as amostras do tipo disco em três patamares distintos de rugosidade (Nível A, Nível B e Nível C), as superfícies das amostras foram preparadas através dos processos de usinagem e lixamento. Os três patamares de rugosidade das amostras do tipo disco estão organizados em ordem decrescente, ou seja, inicia-se a análise tribológica no maior patamar de rugosidade até o menor patamar que as amostras possuem.

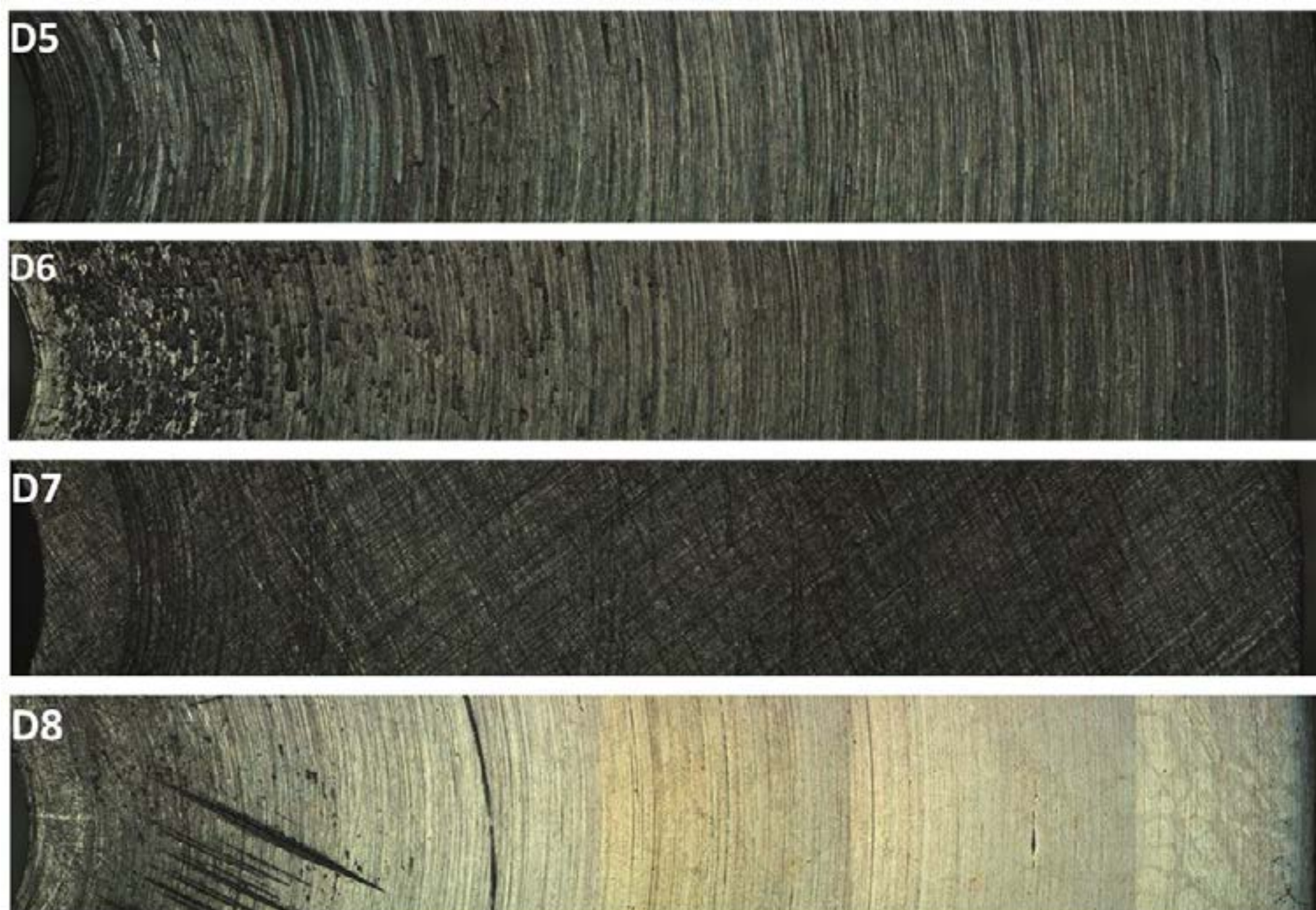
As superfícies das mostras D1 à D4 (Figura 4) possuem valores de rugosidade provenientes da operação de corte através do processo de torneamento. Estes valores de rugosidade foram classificados como “Nível C”, pois entre as demais amostras, possuem elevados valores de rugosidade superficial.



**Figura 4:** Caracterização superficial de amostras D1 à D4 do tipo disco, oriundas do processo de corte durante o torneamento, ampliados 25X.

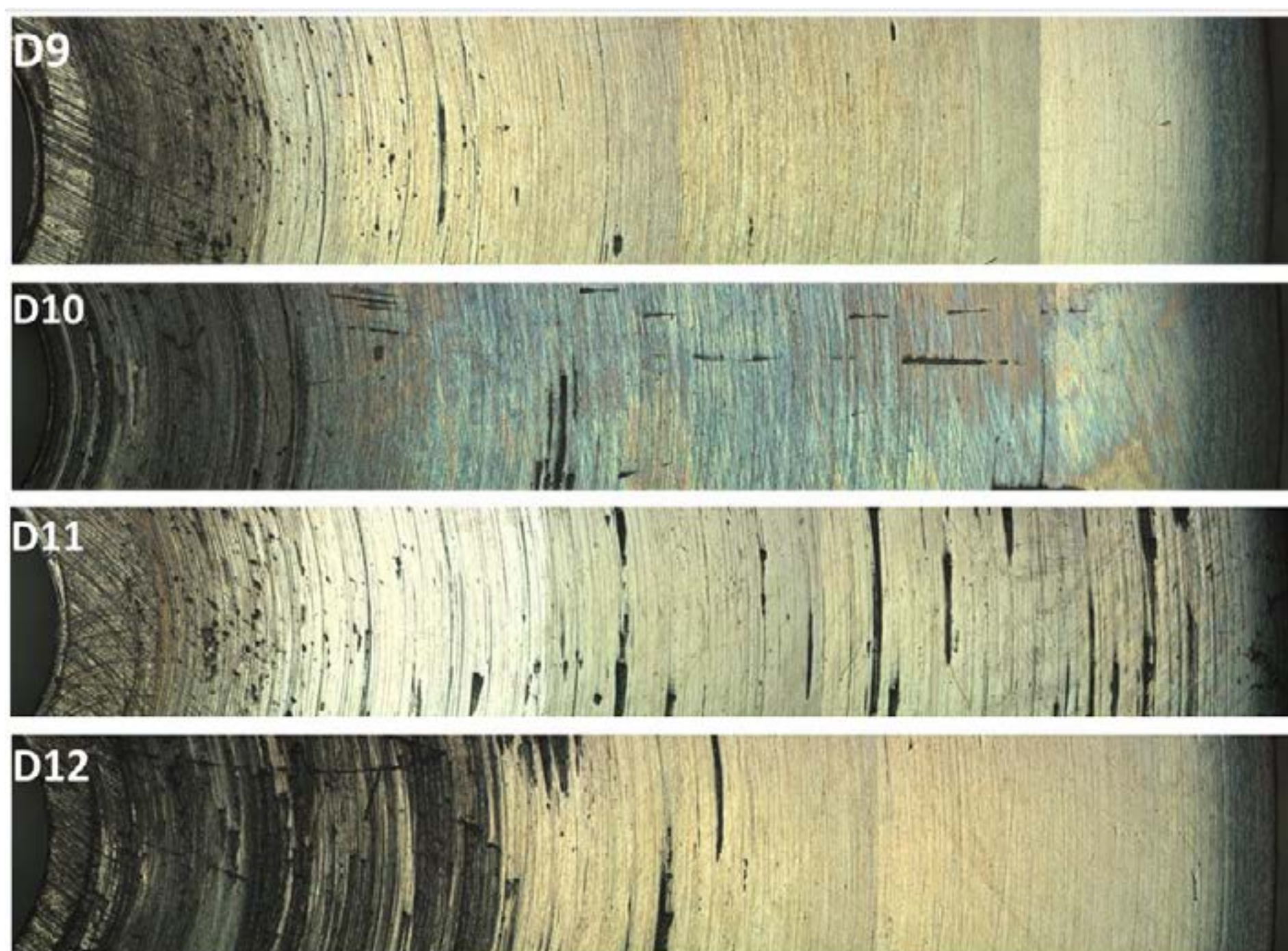
As superfícies das amostras D5 à D8 (Figura 5) possuem valores de rugosidades provenientes da uniformização através do processo de lixamento. Estas amostras foram classificadas como “Nível B”, pois possuem rugosidade superficial com valores intermediários entre as amostras ensaiadas.





**Figura 5:** Caracterização superficial de amostras D5 à D8 do tipo disco, padronizadas através do processo de lixamento, ampliados 25X.

As superfícies das amostras D9 à D12 (Figura 6) utilizam uma maior variedade de lixas de diferentes tamanhos de grãos, visando um melhor acabamento em relação aos patamares de rugosidade das amostras anteriormente citadas. Estas amostras foram classificadas como “Nível A”.



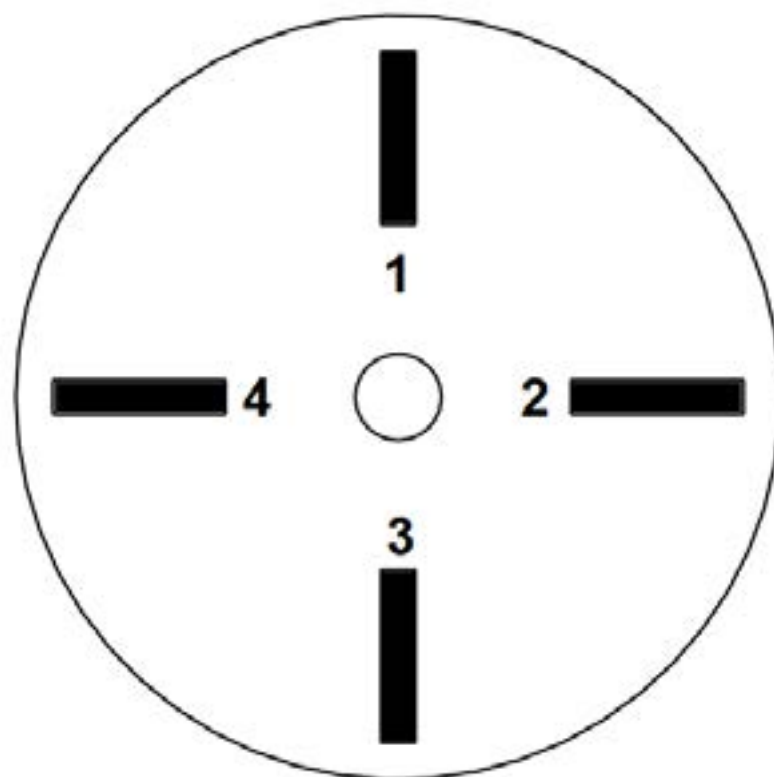
**Figura 6:** Caracterização superficial de amostras D9 à D12 do tipo disco, padronizadas através do processo de lixamento com uma maior gama de lixas em relação as amostras anteriores, ampliados 25X.



## 2.2 AVALIAÇÃO PRÉ-ENSAIO

Com o auxílio de um durômetro foram realizados ensaios para verificar a dureza das amostras do tipo disco. A dureza das amostras está entre 270 HB e 280 HB. A média da dureza adotada foi de 277 HB. A dureza das esferas está compreendida entre 62 HRC a 66 HRC, confirmada com o auxílio de um microdurômetro, aplicando-se uma carga de HV 0,2. A dureza média das amostras do tipo esfera foi de 883 HV (65 HRC).

A média da rugosidade inicial (Tabela 3 e Tabela 4) foi mensurada em quatro pontos equidistantes (Figura 7), com o auxílio de um rugosímetro.



**Figura 7:** Pontos equidistantes de medição da rugosidade nas amostras do tipo disco.

**Tabela 3:** Rugosidade  $R_a$  inicial das amostras do tipo discos.

Disco	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4	Média
	$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )
D1	2,59	3,66	3,15	3,13	3,13
D2	4,99	3,59	3,17	2,43	3,55
D3	3,28	3,55	3,37	2,08	3,07
D4	2,71	2,52	3,33	3,26	2,96
D5	0,69	0,73	0,79	0,65	0,72
D6	1,31	0,66	1,14	1,01	1,03
D7	0,75	0,46	0,82	0,86	0,72
D8	1,07	1	0,99	0,72	0,95
D9	0,06	0,08	0,27	0,1	0,13
D10	0,05	0,07	0,07	0,06	0,06
D11	0,08	0,14	0,13	0,07	0,11
D12	0,07	0,1	0,16	0,05	0,10

**Tabela 4:** Rugosidade  $R_z$  inicial das amostras do tipo discos.

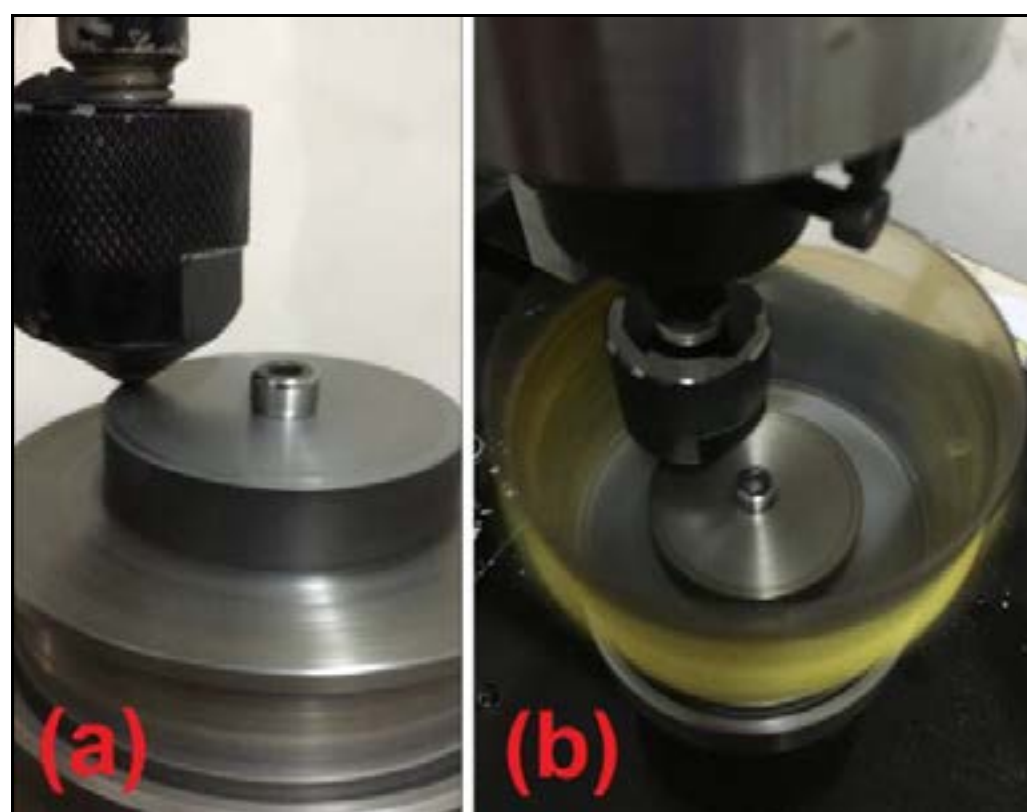
Disco	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4	Média
	$R_z$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_z$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_z$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_z$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_z$ ( $\mu\text{m}$ )
D1	13,72	17,33	13,80	14,92	14,94
D2	27,09	15,14	14,44	15,13	17,95
D3	16,47	17,92	15,62	10,53	15,14
D4	10,43	13,15	15,08	15,14	13,45
D5	4,88	6,12	6,17	4,81	5,50
D6	8,10	5,32	10,24	8,55	8,05
D7	4,75	3,75	5,37	7,14	5,25
D8	7,29	8,17	6,94	4,67	6,77
D9	0,77	1,06	5,51	1,85	2,30



<b>D10</b>	0,39	0,88	0,67	0,55	0,62
<b>D11</b>	0,51	3,01	1,47	0,87	1,47
<b>D12</b>	0,61	0,75	0,98	0,69	0,76

### 2.3 ENSAIO TRIBOLÓGICO

O ensaio tribológico consiste em reproduzir de forma controlada o desgaste entre uma amostra fixa (esfera) exercendo uma determinada força sobre uma amostra rotativa (disco), em um ambiente com a presença de um lubrificante ou não (Figura 8). O dispositivo apropriado para tal finalidade é conhecido por tribômetro e pode ser confeccionado em diversos tipos, para reproduzir diversos mecanismos de desgaste e assim como o ambiente em que eles ocorrem. O tipo de tribômetro utilizado para o presente ensaio foi o P-S-D (pino-sobre-disco) que atende a norma ASTM G99.



**Figura 8:** Ensaio P-S-D não lubrificado (a) e ensaio P-S-D lubrificado (b).

Os parâmetros utilizados para a realização do ensaio tribológico e as informações das amostras utilizadas estão listadas resumidamente abaixo:

- Força: 40 N;
- Velocidade: 850 RPM;
- Tempo de duração do ensaio: 562 s;
- Pista de desgaste: Ø 40 mm;
- Amostra Disco: Ø 44,30 mm e espessura de 10 mm;
- Amostra Pino: esfera de rolamento Ø 10,20 mm;
- Condição de desgaste: Não lubrificado e lubrificado;
- Distância de deslizamento: 1000 m;
- Temperatura de ensaio: 18 °C;
- Umidade relativa do ar (durante o ensaio): 78 a 81 %.

### 3.RESULTADOS

Para realizar a medição de perda de massa das amostras, antes e após ensaio, foi utilizada uma balança analítica com resolução de 0,0001 g e capacidade máxima de até 220,0000g, devidamente calibrada. Os resultados podem ser observados na Tabela 5.

**Tabela 5:** Mensuramento das massas das amostras discos e esferas.

Amostra				Massa
Par de Material	Acabamento	Lubrificante	Identificação	Perda de Massa (g)
<b>DE1</b>	Nível C	- <sup>[**]</sup>	D1	0,0022
			E1	0,0054
<b>DE2</b>	Nível C	1	D2	0,0263
			E2	-0,0001 <sup>[***]</sup>

DE3	Nível C	2	D3	0,0008
			E3	0,0009
DE4	Nível C	3	D4	-0,0015 <sup>[***]</sup>
			E4	-0,0001 <sup>[***]</sup>
DE5 <sup>[*]</sup>	Nível B	- <sup>[**]</sup>	D5	0,0032
			E5	0,0053
DE6	Nível B	1	D6	0,0020
			E6	0,0000
DE7	Nível B	2	D7	-0,0014 <sup>[***]</sup>
			E7	0,0003
DE8	Nível B	3	D8	-0,0018 <sup>[***]</sup>
			E8	0,0004
DE9	Nível A	- <sup>[**]</sup>	D9	-0,0324 <sup>[***]</sup>
			E9	0,0047
DE10	Nível A	1	D10	0,0009
			E10	0,0004
DE11	Nível A	2	D11	-0,0018 <sup>[***]</sup>
			E11	-0,0004 <sup>[***]</sup>
DE12	Nível A	3	D12	-0,0011 <sup>[***]</sup>
			E12	0,0001

[\*] No par de material DE5 houve interrupção momentânea devido a ocorrência de um incidente elétrico no dispositivo.

[\*\*] Ensaio realizado sem a presença de lubrificante.

[\*\*\*] Em dados de perda de massa indicados como o sinal negativo "-" houve ganho de massa aderida durante o ensaio tribológico.

Após a execução dos ensaios, podemos verificar na Figura 9 que o desgaste das amostras do tipo disco é menos significativo em relação ao desgaste das amostras do tipo esfera (Figura 10).

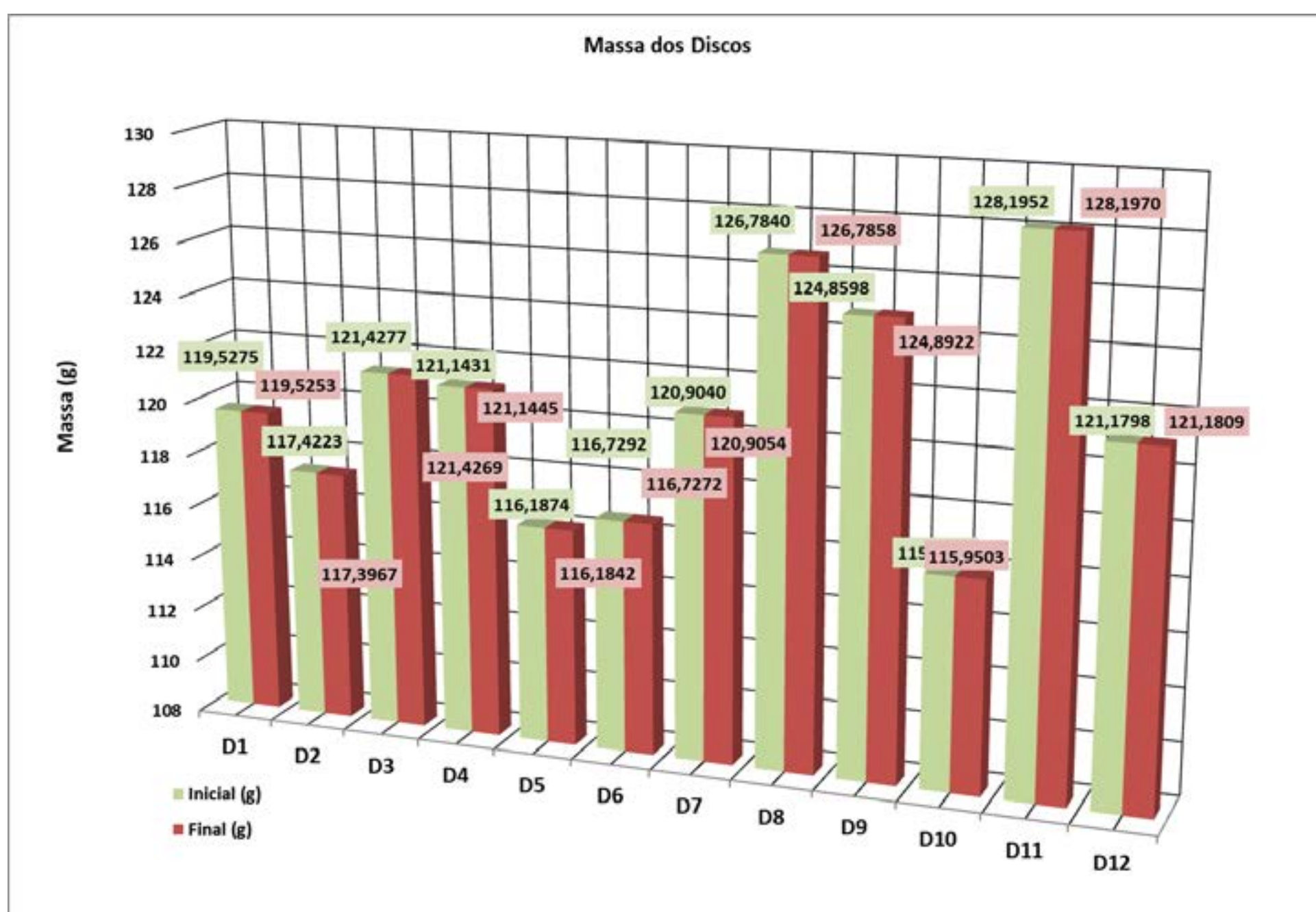
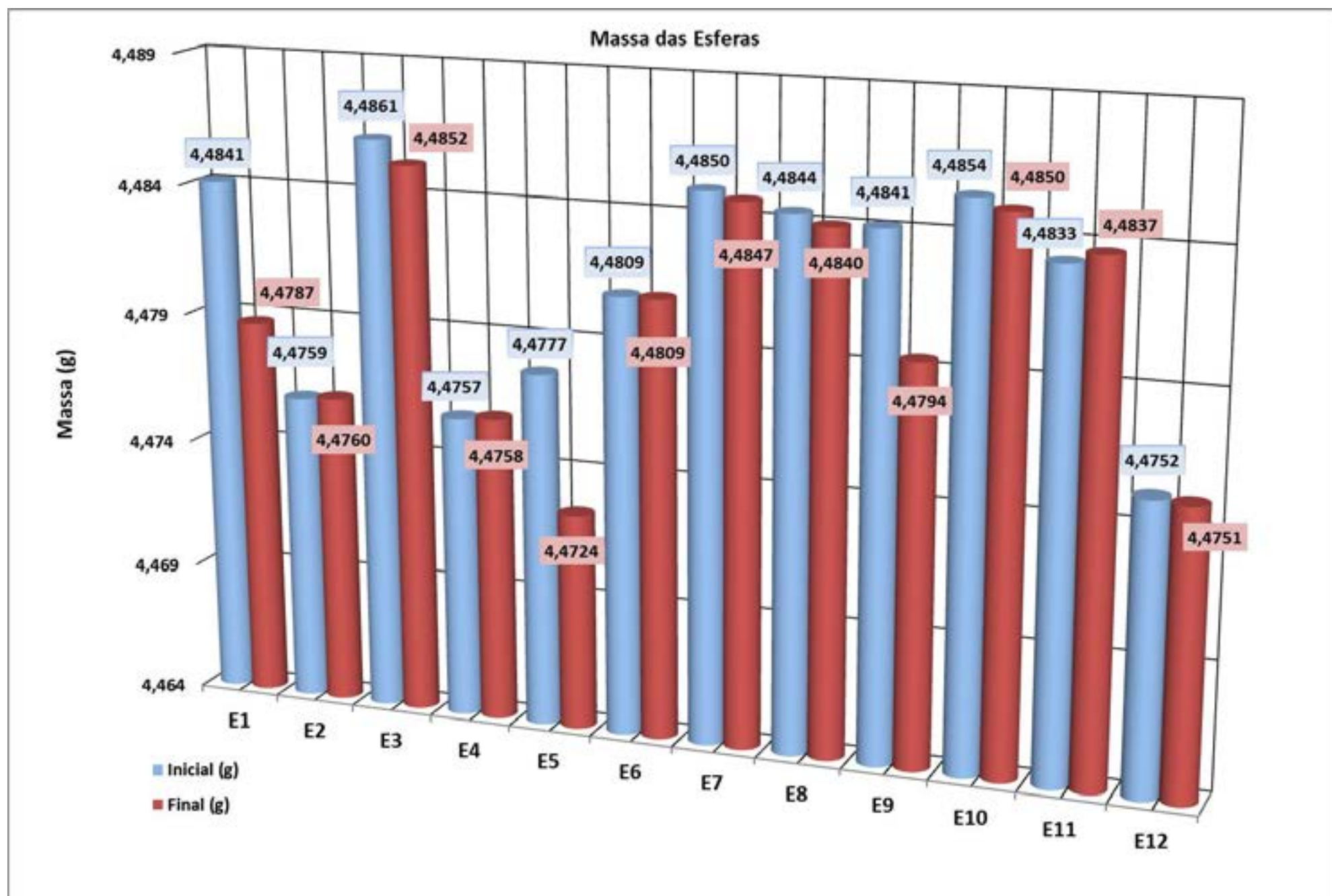


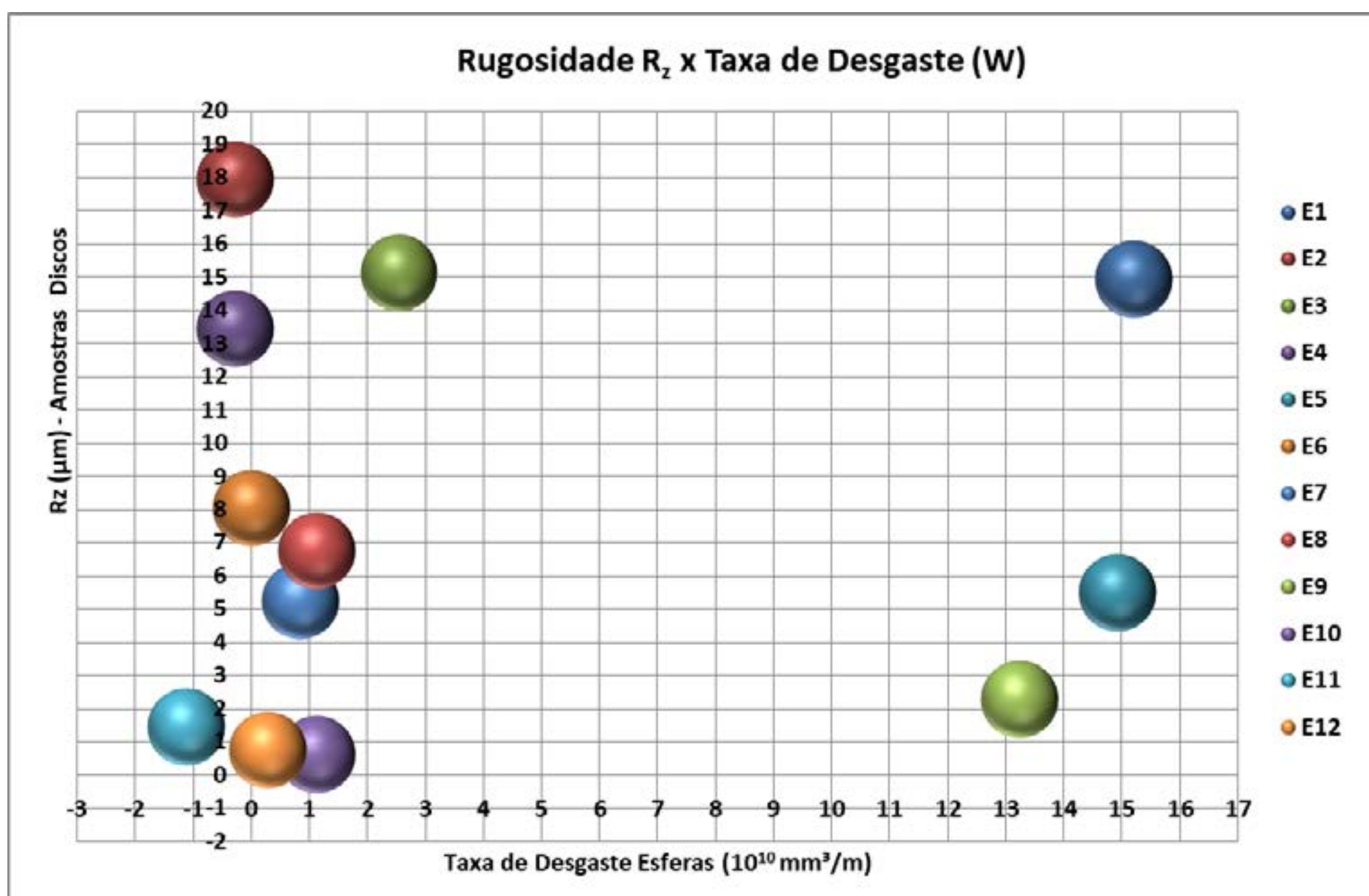
Figura 9: Perda de massa das amostras do tipo disco (Comparativo entre a Massa Inicial e a Massa Final).





**Figura 10:** Perda de massa das amostras do tipo esfera (Comparativo entre a Massa Inicial e a Massa Final).

Na Figura 11 podemos observar que as amostras do tipo esfera ensaiadas com a utilização de lubrificante mantiveram valores de Taxa de Desgaste ( $W$ ) na ordem de  $-1,125^{[***]}$  a  $1,125$ , com exceção da amostra E3 que sofreu um desgaste maior em relação às demais amostras. Os valores da Taxa de Desgaste podem ser verificados na Tabela 6 e Tabela 7.



**Figura 11:** Influência da rugosidade superficial na taxa de desgaste das amostras do tipo esferas.

**Tabela 6:** Valores da avaliação tribológica das amostras do tipo disco após ensaio.

Amostras Discos	Volume Desgastado (VD)	Taxa de Desgaste (W)	Constante da Taxa de Desgaste (ka)	Coefficiente de Desgaste (k)
	VD ( $10^3 \text{ mm}^3$ )	W ( $10^{10} \text{ mm}^3/\text{m}$ )	ka ( $10^{10} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ )	k ( $10^3 \text{ adm}$ )
D1	280,2548	6,1730	0,1543	1,9968
D2	3261,1465	71,8315	1,7958	23,2357
D3	101,9108	2,2447	0,0561	0,7261
D4	-178,3439 <sup>[***]</sup>	-3,9283 <sup>[***]</sup>	-0,0982 <sup>[***]</sup>	-1,2707 <sup>[***]</sup>
D5	407,6433	8,9789	0,2245	2,9045
D6	254,7771	5,6118	0,1403	1,8153
D7	-178,3439 <sup>[***]</sup>	-3,9283 <sup>[***]</sup>	-0,0982 <sup>[***]</sup>	-1,2707 <sup>[***]</sup>
D8	-229,2994 <sup>[***]</sup>	-5,0507 <sup>[***]</sup>	-0,1263 <sup>[***]</sup>	-1,6338 <sup>[***]</sup>
D9	-4127,3885 <sup>[***]</sup>	-90,9118 <sup>[***]</sup>	-2,2728 <sup>[***]</sup>	-29,4076 <sup>[***]</sup>
D10	114,6497	2,5253	0,0631	0,8169
D11	-229,2994 <sup>[***]</sup>	-5,0507 <sup>[***]</sup>	-0,1263 <sup>[***]</sup>	-1,6338 <sup>[***]</sup>
D12	-140,1274 <sup>[***]</sup>	-3,0865 <sup>[***]</sup>	-0,0772 <sup>[***]</sup>	-0,9984 <sup>[***]</sup>

**Tabela 7:** Valores da avaliação tribológica das amostras do tipo esfera após ensaio.

Amostras Esferas	Volume Desgastado (VD)	Taxa de Desgaste (W)	Constante da Taxa de Desgaste (ka)	Coefficiente de Desgaste (k)
	VD ( $10^3 \text{ mm}^3$ )	W ( $10^{10} \text{ mm}^3/\text{m}$ )	ka ( $10^{10} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ )	k ( $10^3 \text{ adm}$ )
E1	689,6552	15,191	0,380	15,224
E2	-12,7714 <sup>[***]</sup>	-0,281 <sup>[***]</sup>	-0,007 <sup>[***]</sup>	-0,282 <sup>[***]</sup>
E3	114,9425	2,532	0,063	2,537
E4	-12,7714 <sup>[***]</sup>	-0,281 <sup>[***]</sup>	-0,007 <sup>[***]</sup>	-0,282 <sup>[***]</sup>
E5	676,8838	14,909	0,373	14,942
E6	0,0000	0,000	0,000	0,000
E7	38,3142	0,844	0,021	0,846
E8	51,0856	1,125	0,028	1,128
E9	600,2554	13,222	0,331	13,251
E10	51,0856	1,125	0,028	1,128
E11	-51,0856 <sup>[***]</sup>	-1,125 <sup>[***]</sup>	-0,028 <sup>[***]</sup>	-1,128 <sup>[***]</sup>
E12	12,7714	0,281	0,007	0,282

#### 4. CONCLUSÃO

Os resultados após ensaio das esferas E1, E5 e E9 (ambas sem lubrificação), comprovam que a rugosidade é um importante fator que influencia no desgaste a seco dos metais (Figura 12). As amostras (E1 e E5) sofreram uma perda de massa significativa resultante do contato entre as superfícies com rugosidades mais elevadas (D1 e D5) em relação a uma superfície de rugosidade menor (D9).



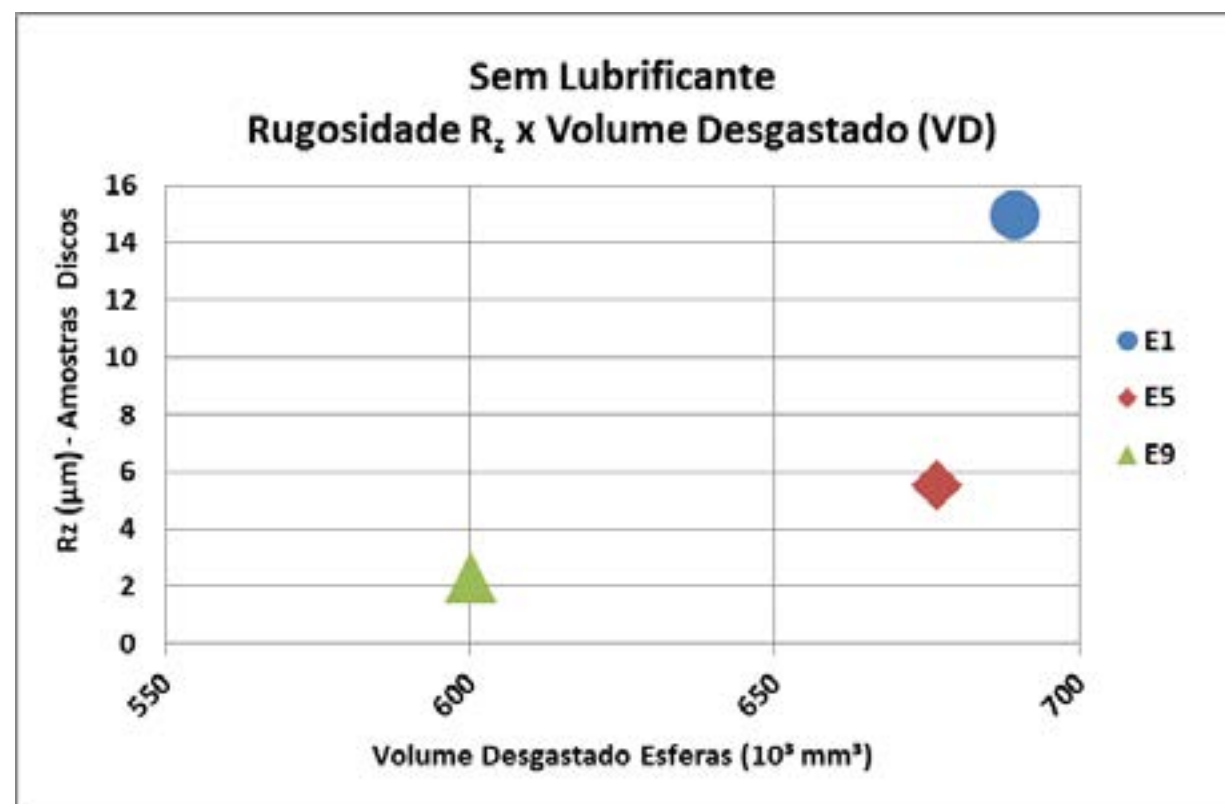


Figura 12: Relação entre a rugosidade  $R_z$  e o VD – Ensaio sem Lubrificante.

Em relação ao tipo de lubrificante utilizado, pôde-se observar que o Lubrificante 1 (Figura 13) apresentou um desempenho superior aos demais lubrificantes, no tocante desgaste (perda de massa), tendo como base as três classes de patamares de rugosidade ensaiadas (Nível C, Nível B e Nível A):

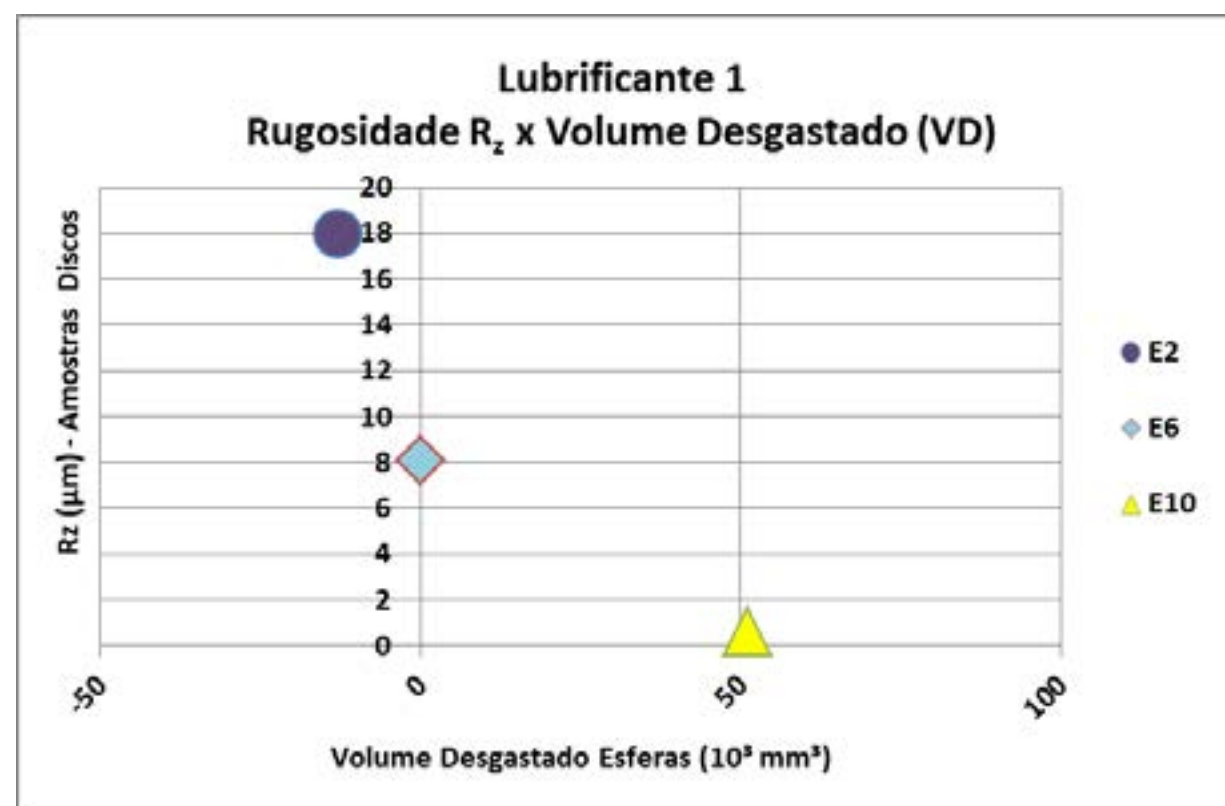


Figura 13: Relação entre a rugosidade  $R_z$  e o VD – Ensaio com Lubrificante 1.

**Nível C:** Neste nível de rugosidade superficial o Lubrificante 1 e o Lubrificante 3 apresentaram um comportamento superior em relação ao Lubrificante 2, mantendo um menor Volume Desgastado (VD).

**Nível B:** O contato superficial do par de material DE6, utilizando o Lubrificante 1 na presença de um patamar de rugosidade que propiciou o acúmulo de lubrificante nos vales da superfície da amostra D6, não causou o desgaste da amostra E6. A atuação do Lubrificante 2 neste nível de rugosidade superficial apresentou um melhor desempenho, em relação ao comportamento do Lubrificante 3, observado na amostra E8.

**Nível A:** O Lubrificante 1 em um patamar menor de rugosidade apresentou um valor de VD maior em relação a uma superfície mais rugosa, isso ocorreu devido a menor capacidade de armazenamento de lubrificante nos vales superficiais do par de material. A atuação do Lubrificante 2 nesse patamar de rugosidade ocasionou a aderência de material na amostra E11 (Figura 14). O melhor desempenho em relação ao VD neste patamar de rugosidade foi do Lubrificante 3 (Figura 15).

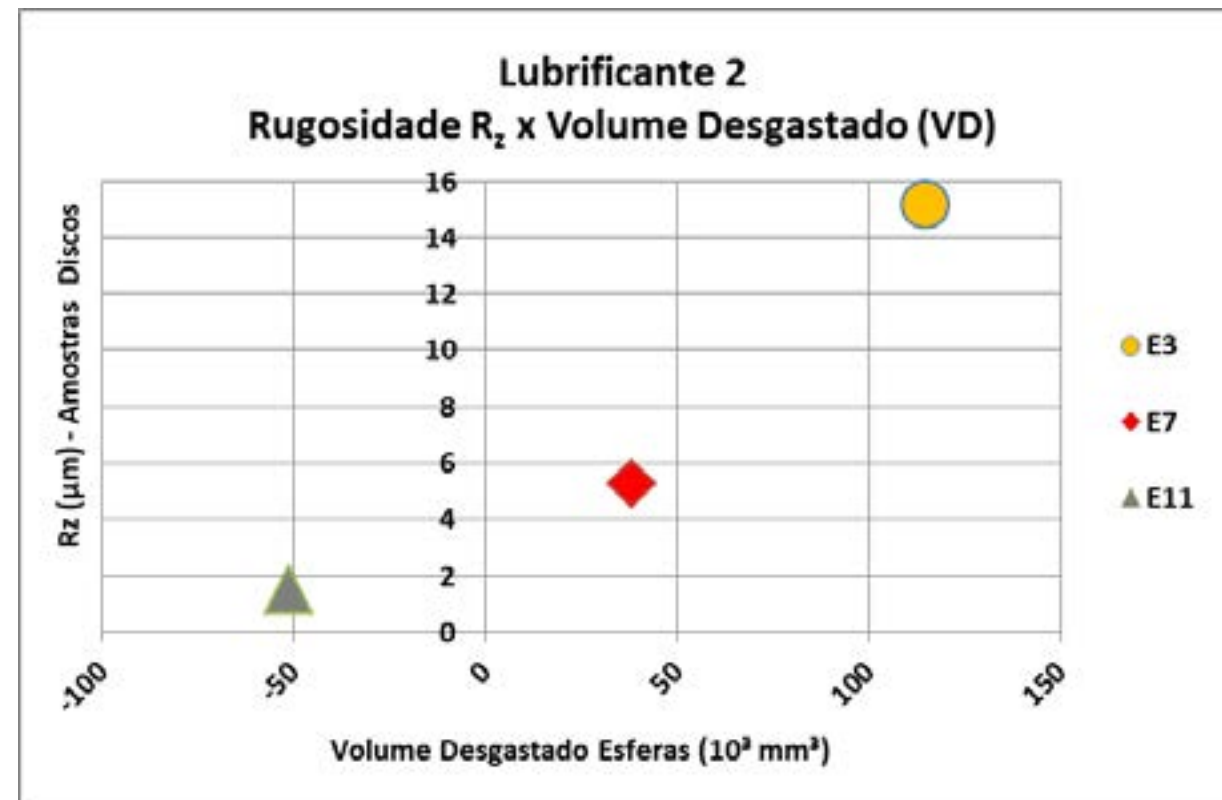


Figura 14: Relação entre a rugosidade  $R_z$  e o VD – Ensaio com Lubrificante 2.

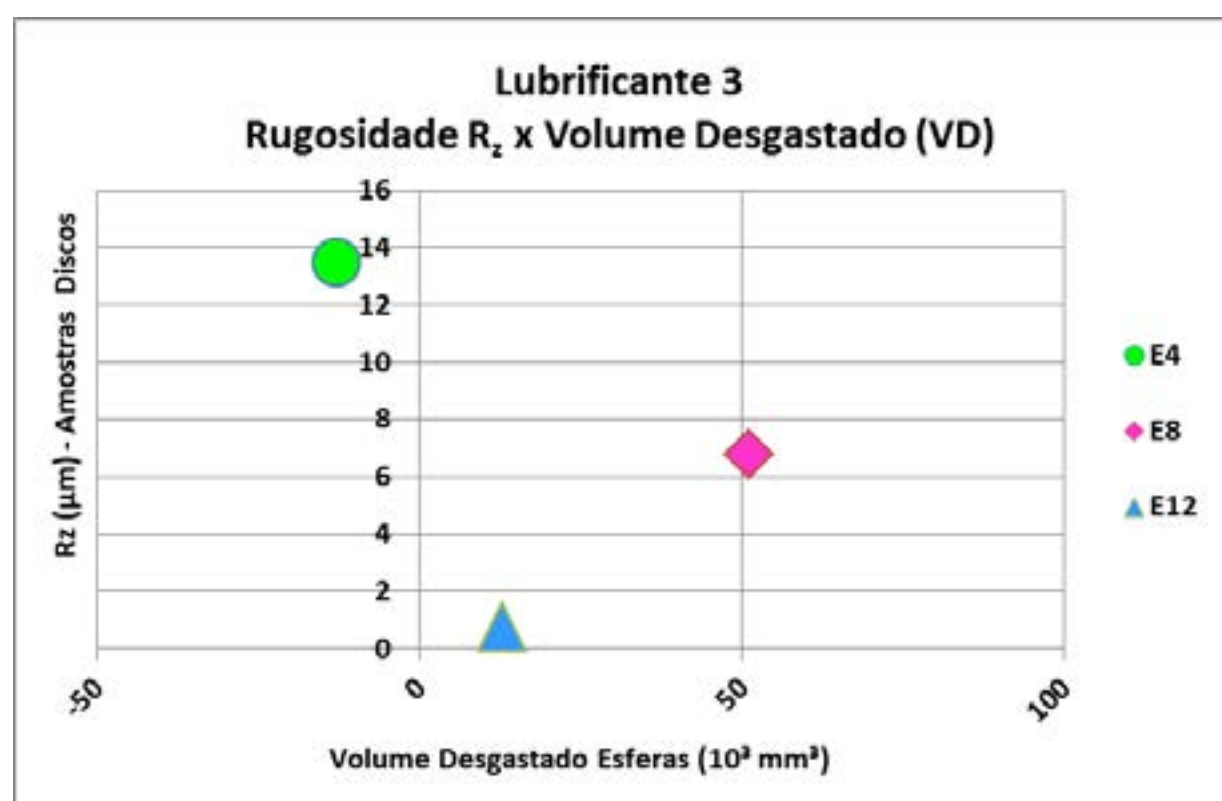


Figura 15: Relação entre a rugosidade  $R_z$  e o VD – Ensaio com Lubrificante 3.

## REFERÊNCIAS

- [1] ACCADROLLI, G.; VERNEY, J. C. K. Desenvolvimento de um Dispositivo para Ensaio Tribológicos do tipo Pino-Sobre-Disco. Seminário de Inovação e Tecnologia do IFSul , v. 1, p. 10-15, 2017.
- [2] NEALE, M.; GEE, M. A Guide to Wear Problems and Testing for Industry. William Andrew, 2001.
- [3] STACHOWIAK, G.; BATCHELOR, A. W. Experimental Methods in Tribology. Elsevier, 2004.
- [4] SARKAR, A. D. Wear of Metals: International Series in Materials Science and Technology. Elsevier, 1976.
- [5] STOLARSKI, T.A. Tribology in Machine Design. Butterworth-Heinemann, 1990.
- [6] BHUSHAN, B. Introduction to Tribology. John Wiley & Sons, 2013.
- [7] BAYER, R. G. Mechanical Wear Fundamentals and Testing, revised and expanded. CRC Press, 2004.
- [8] HOGMARK, S.; JACOBSON, S.; VINGSBO, O. ASM Handbook: Friction, Lubrication, and Wear Technology. Vol. 18. ASM International, 1992.
- [9] LUDEMA, K. C. ASM Handbook: Friction, Lubrication, and Wear Technology. Vol. 18. ASM International, 1992.
- [10] CHENG, H. S. ASM Handbook: Friction, Lubrication, and Wear Technology. Vol. 18. ASM International, 1992.





23ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

22ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 9ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 6º Congresso do BrDDRG

9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

2ª Conferência Internacional em Engenharia de Superfícies na Conformação de Materiais

## DEFINIÇÃO DA CURVA DE ESCOAMENTO PARA MAGNÉSIO AZ61

*Jerry Adriani Capitani Mendelski<sup>1</sup>*

*Lírio Schaeffer<sup>2</sup>*

*Andé Rosiak<sup>3</sup>*

*Kíssia Carolina Bertoluci Cardoso<sup>4</sup>*

### Resumo

Com a ampliação progressiva de uma nova demanda, de novas possibilidades e até mesmo das iminentes necessidades de mercado observadas para componentes e peças destinadas a indústria automobilística, aeroespacial, bem como a medicina, o uso de ligas de magnésio obteve um incremento considerável em aplicações, sendo baseada esta escolha principalmente nas características específicas da matéria prima as quais estabelecem excelente durabilidade, elevada resistência, grande capacidade de reciclagem e menor peso. Em virtude da elevação da procura e conseqüente maior gama de fabricação de peças com ligas de magnésio, o direcionamento de esforços e estudos que busquem condições especiais e específicas de processamento deste material torna-se cada vez mais necessário, sendo os parâmetros tais como a temperatura de forjamento, o aquecimento da matriz, o grau de deformação proposta, o projeto das geometrias das ferramentas, a velocidade de deformação e o lubrificante aplicado ao processo como eixos de estudos importantes e necessários. Necessariamente a deformação plástica de um material é realizada quando da aplicação da tensão de escoamento  $k_f$  onde ensaios de tração e compressão, com mínimo atrito possível, são utilizados para a obtenção do  $k_f$ . O presente trabalho propõe a aplicação de ensaios de compressão para a obtenção da curva de escoamento para a liga de magnésio AZ61, sendo consideradas diferentes temperaturas conforme definições literárias de temperaturas de trabalho estabelecidas.

**Palavras-chave:** Curva de escoamento, Magnésio, Conformação a Quente, Temperatura.

## DEFINITION OF FLOW CURVE FOR MAGNESIUM AZ61

### Abstract

With the progressive expansion of a new demand, new possibilities and even the imminent market needs observed for components and parts destined for the automotive, aerospace and medical industries, the use of magnesium alloys has achieved a considerable increase in applications, this choice being based mainly on the specific characteristics of the raw material which establish excellent durability, high strength, high recyclability and lower weight. Due to the increase in demand and consequent greater range of manufacturing of parts with magnesium alloys, the targeting of efforts and studies that seek special and specific processing conditions of this material becomes more and more necessary, with parameters such as temperature the design of the tool geometries, the speed of deformation and the lubricant applied to the process as axes of important and necessary studies. The plastic deformation of a material is necessarily carried out when applying the flow voltage  $k_f$  where tensile and compression tests with minimum possible friction are used to obtain  $k_f$ . The present work proposes the application of compression tests to obtain the yield curve for the magnesium alloy AZ61, considering different temperatures according to literary definitions of established working temperatures.

**Keywords:** Flow curve, Magnesium, Hot forming, Temperature.

<sup>1</sup> *Engenheiro Mecânico de Produção. Doutorando do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M) - Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) - Grupo de Forjamento, Simulação e Ensaio Mecânicos - Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) – Campus do Vale. Av. Bento Gonçalves, 9500. Bairro Agronomia. Porto Alegre/RS, Brasil. jerrymendelski@gmail.com*

<sup>2</sup> *Engenheiro Mecânico. Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – Área de Concentração: Processos de Fabricação. Professor da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) - Departamento de Metalurgia. Coordenador do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) – Campus do Vale. Av. Bento Gonçalves, 9500. Bairro Agronomia. Porto Alegre/RS, Brasil. schaefer@ufrgs.br*

<sup>3</sup> *Engenheiro Metalúrgico. Mestrando do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M) pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul - Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) - Grupo de Forjamento, Simulação e Ensaio Mecânicos - Campus do Vale. Av. Bento Gonçalves, 9500. Bairro Agronomia. Porto Alegre/RS, Brasil. andre.rosiak@ufrgs.br*

<sup>4</sup> *Engenheira Metalúrgica Universidade Federal do Rio Grande do Sul - Campus do Vale. Av. Bento Gonçalves, 9500. Bairro Agronomia. Porto Alegre/RS, Brasil. kissiabertoluci@gmail.com*



## 1 INTRODUÇÃO

Melhorias de processos, evoluções tecnológicas e a capacidade de poder ofertar ao mercado produtos cada vez mais inovadores, são nortes buscados e elencados como uma forma de as organizações nos dias de hoje poderem buscar uma consolidação de mercado, desta forma por outro lado os consumidores atuais demonstram cada vez mais um refinamento em relação as suas expectativas sobre as características dos produtos pelas quais desembolsam dinheiro.

Como parte destas expectativas, a durabilidade, resistência, praticidade e até mesmo uma maior comodidade de utilização dos produtos comercializados podem ser caracterizadas como parâmetros pelas quais os clientes tomam a decisão de compra ou não de um produto. Neste contexto, as indústrias direcionaram opções diretas pela busca de materiais mais leves e que possuem uma resistência igual ou até mesmo maior do que as ligas de aço comumente utilizadas.

Indústrias automobilísticas, indústria aeroespaciais, bem como a produção de peças e componentes para ferramentas manuais e até mesmo a indústria para equipamentos médicos optam cada vez mais por materiais mais leves, onde com este norte estabelecido, várias opções de materiais com baixo peso foram incorporadas ao longo dos anos nos processos de montagem onde é possível destacar: alumínio, laminados fibras metálicos e plásticos estruturais de baixa densidade. No entanto, o avanço limitado no desenvolvimento de ligas de alumínio tornou a redução de peso adicional um desafio.

Os laminados de fibra de metal também são materiais de alto custo e, portanto, são usados apenas para estruturas primárias com as mais altas propriedades mecânicas de requisitos, da mesma forma os plásticos estruturais de baixa densidade têm baixo impacto e danos com relação as propriedades atreladas as definições de tolerância, sendo observadas também propriedades inferiores quando submetidos à temperatura. Desta forma e perante tais limitações, o magnésio tornou-se uma alternativa bastante viável e com um considerável cenário para o uso.

Outro fator preponderante para a escolha das ligas de magnésio em peças automobilísticas é a elevada capacidade de reciclagem da liga, onde hoje em dia é possível realiza a reciclagem de aproximadamente 99% das pelas produzidas com ligas de magnésio.

Considerando-se as características específicas, quando comparado com outras ligas de metais leves, o magnésio representa o material de estrutura mais leve de todos, perdendo apenas para berílio, tornando assim as ligas de magnésio muito atrativas para o uso estrutural nos setores aeroespacial e automotivo.

Por outro lado, quando considerados os valores de módulo elástico e resistência à compressão do magnésio, é possível perceber taxas comparáveis ao dos ossos humanos o que possibilita também o uso do magnésio em implantes metálicos na medicina.

Além disso, com uma análise mais ampla, pode-se observar o uso do magnésio em outros ramos industriais os quais se destacam artigos esportivos, indústria de equipamentos eletrônicos além de ferramentas de trabalho manuais, desta forma as futuras aplicações de materiais à base de magnésio são ilimitadas e dependem da visão e imaginação dos engenheiros de produto e projetistas.

Apesar deste cenário positivo, a utilização do magnésio assim como o próprio processamento do mesmo necessita condições especiais e específicas, onde há uma eminente exigência de controle de parâmetros tais como a temperatura de

forjamento e o próprio aquecimento da matriz, o grau de deformação proposta, o projeto das geometrias das ferramentas, a velocidade de deformação e o lubrificante aplicado ao processo.

Considerando a necessidade de tais controles e conhecimentos exigidos ao processo de forjamento de magnésio, o presente trabalho propõe uma definição e especificação da curva de escoamento para a liga de magnésio AZ61 a temperaturas elevadas.

## 2 METODOLOGIA

### 2.1 Curva de Escoamento:

Conforme Garcia, Spim e Santos [2000], vários métodos para levantamento de curvas de escoamento foram desenvolvidos ao longo do tempo, tais como os ensaios de tração e de compressão.

Xu [2013] define que a curva de escoamento de engenharia ou convencional apresenta de certa forma limitações relacionadas a descrição do comportamento mecânico do material enquanto ele se deforma, uma vez que se refere às dimensões iniciais do corpo de prova. Visto que as dimensões do corpo de prova variam continuamente ao longo do ensaio, a curva Tensão versus Deformação deverá representar esta variação, assim sendo o conhecimento da curva de escoamento possibilita o conhecimento direto do comportamento do material, o que proporciona definir os parâmetros importantes dos processos de conformação tais como força, energia e potência, além dos parâmetros como tensões, deformações e temperaturas, Knoll [2007].

Basicamente, podemos considerar que a obtenção da curva de escoamento de um material está atrelada ao conhecimento do próprio material a ser conformado, onde considera-se a própria composição química, bem como do seu respectivo método de processamento (forjado, laminado, trefilado, etc.) além do possível estado de tratamento térmico que pode ser apresentada a matéria prima a ser conformada (normalizado, recozido, esferoidizado, etc.).

Durante o processo de forjamento, as respectivas características de deformação dos materiais e suas consequentes leis constitutivas determinam as formas como cada material se comporta durante a etapa de escoamento do respectivo material. A tensão de escoamento pode ser descrita em função de algumas variáveis através da curva de escoamento, que é definida como sendo a variação da tensão de escoamento  $k_f$  em função da temperatura  $T$ , da deformação verdadeira  $\varphi$ , e da velocidade de deformação  $\dot{\varphi}$ , para condições de deformação a quente conforme a Equação 01, Schaeffer [1992].

$$k_f = (\varphi, \dot{\varphi}, T, material) \quad (\text{Equação 01})$$

Quando da ocorrência da deformação a frio, a respectiva tensão de escoamento ( $k_f$ ) em função da deformação verdadeira ( $\varphi$ ) passa a ser representada pela Equação 02:

$$k_f = c \cdot \varphi^n \quad (\text{Equação 02})$$



Quando da ocorrência da deformação a quente, acima da temperatura de recristalização do material, a tensão de escoamento ( $k_f$ ) torna-se muito mais dependente da velocidade de deformação ( $\dot{\phi}$ ).

Vários estudos procuram estabelecer equações constitutivas dos metais que possam representar com maior fidelidade o comportamento específico da tensão de escoamento, baseado em dados experimentais, neste sentido pode-se destacar os trabalhos de Hensel e Spitel, Misaka e Shida, conforme Medeiros [2012].

## 2.2 Processo de Obtenção da Curva de Escoamento:

Para Alves [2004], o processo de obtenção da curva de escoamento necessita que a aquisição dos dados geradores da curva de escoamento a quente seja realizada em equipamentos com algumas particularidades, das quais salientam a capacidade de controle da variação da velocidade de ferramenta e controle de temperatura.

Basicamente, quando consideramos a importância da curva de escoamento, consideramos também que quanto maior for o nível de precisão da mesma, seja ela definida por fórmulas empíricas ou programas de simulação, mais preciso assim será o resultado do processo de conformação avaliado.

Conforme Schaeffer [1993], a curva de escoamento pode ser obtida por diferentes tipos de ensaios, sendo os mais comuns o ensaio de tração, o ensaio de compressão e o ensaio de torção.

Para a efetivação deste estudo, optou-se pela aplicação do método do ensaio de compressão, em virtude do mesmo ser utilizado para ensaios em materiais frágeis ou que apresentam grandes deformações, como os utilizados em conformação mecânica. Basicamente os resultados obtidos por este ensaio são equivalentes aos obtidos no ensaio de tração, assim bem como os fatores existentes e que influenciam seus resultados.

O Equipamento utilizado foi a prensa hidráulica EKA modelo PKL40 com capacidade de 400 kN – Figura 01, devido a este equipamento apresentar velocidade de prensagem constante igual a 20 mm/s, para tanto foi considerada a velocidade de deformação média empregada no ensaio onde esta foi obtida através da Equação 03 aplicada para as dimensões iniciais e finais do corpo de prova, onde o valor de velocidade de deformação média calculado possibilita assim a comparação das curvas de escoamento obtidas com literaturas existentes.



Figura 1 - Prensa Hidráulica marca EKA modelo PKL40.  
Fonte: Própria

Em processos de deformação a quente, a velocidade de deformação influencia significativamente na resistência ao escoamento. Por exemplo, na liga de magnésio AZ61, em temperaturas entre 300 e 400 C, a velocidade de deformação passa a ser um fator de grande relevância sobre a deformabilidade do material.

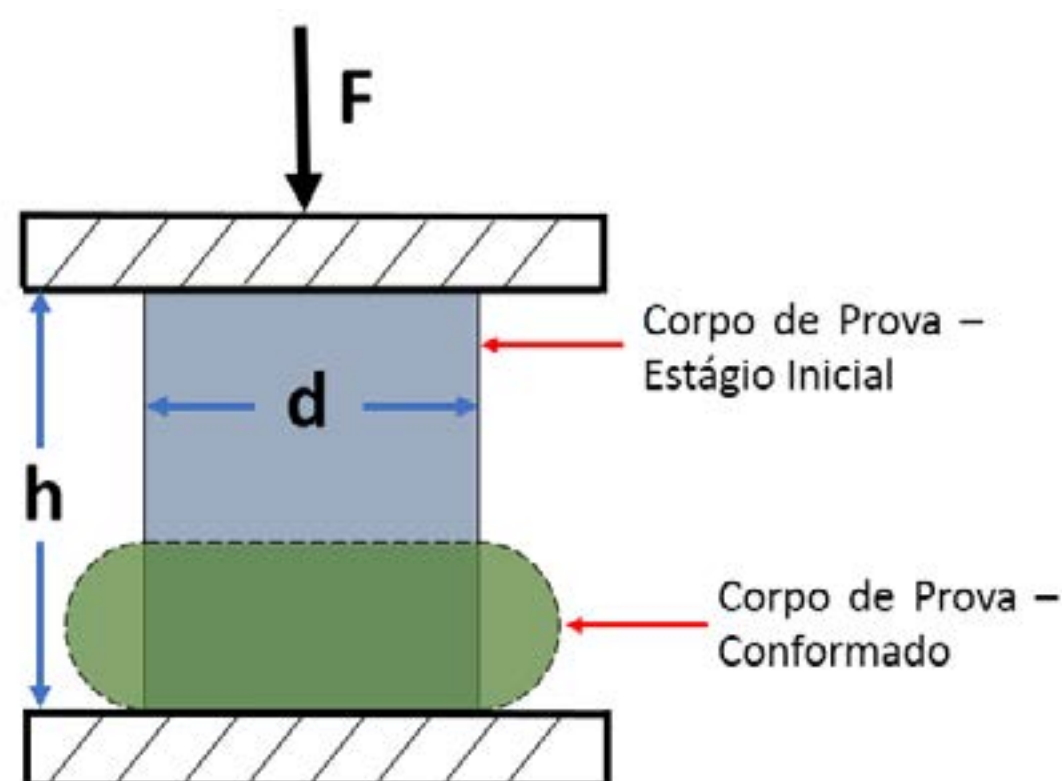
$$\dot{\phi} = \frac{V_F}{h} \quad (\text{Equação 03})$$

$$\dot{\phi}_i = \frac{20}{37,5} = 0,53$$

$$\dot{\phi}_f = \frac{20}{12,5} = 1,6$$

$$\dot{\phi}_m = \frac{1,6 + 0,53}{2} = 1,06$$

De forma prática, o ensaio de compressão baseia-se na compressão direta de um corpo de prova cilíndrico, previamente preparado, até certa deformação percentual em relação a sua altura – Figura 02, sendo paralelamente registrada a respectiva força aplicada através de uma célula de carga, com capacidade para 400 kN de força mensurável, onde os dados de deslocamento da mesa foram obtidos utilizando um sensor de deslocamento do tipo LVDT e assim os mesmos foram registrado em um sistema de aquisição de modelo SPIDER 8, marca HBM que é enviado para o software Catman o qual executa a gravação pós processamento dos dados adquiridos – Figura 03, onde após a execução prática a curva tensão-deformação é traçada com os valores obtidos.



**d** = diâmetro do corpo de prova - estado inicial

**h** = altura do corpo de prova - estado inicial

Figura 2 - Comportamento do corpo de prova durante o ensaio de compressão.  
Fonte: Própria



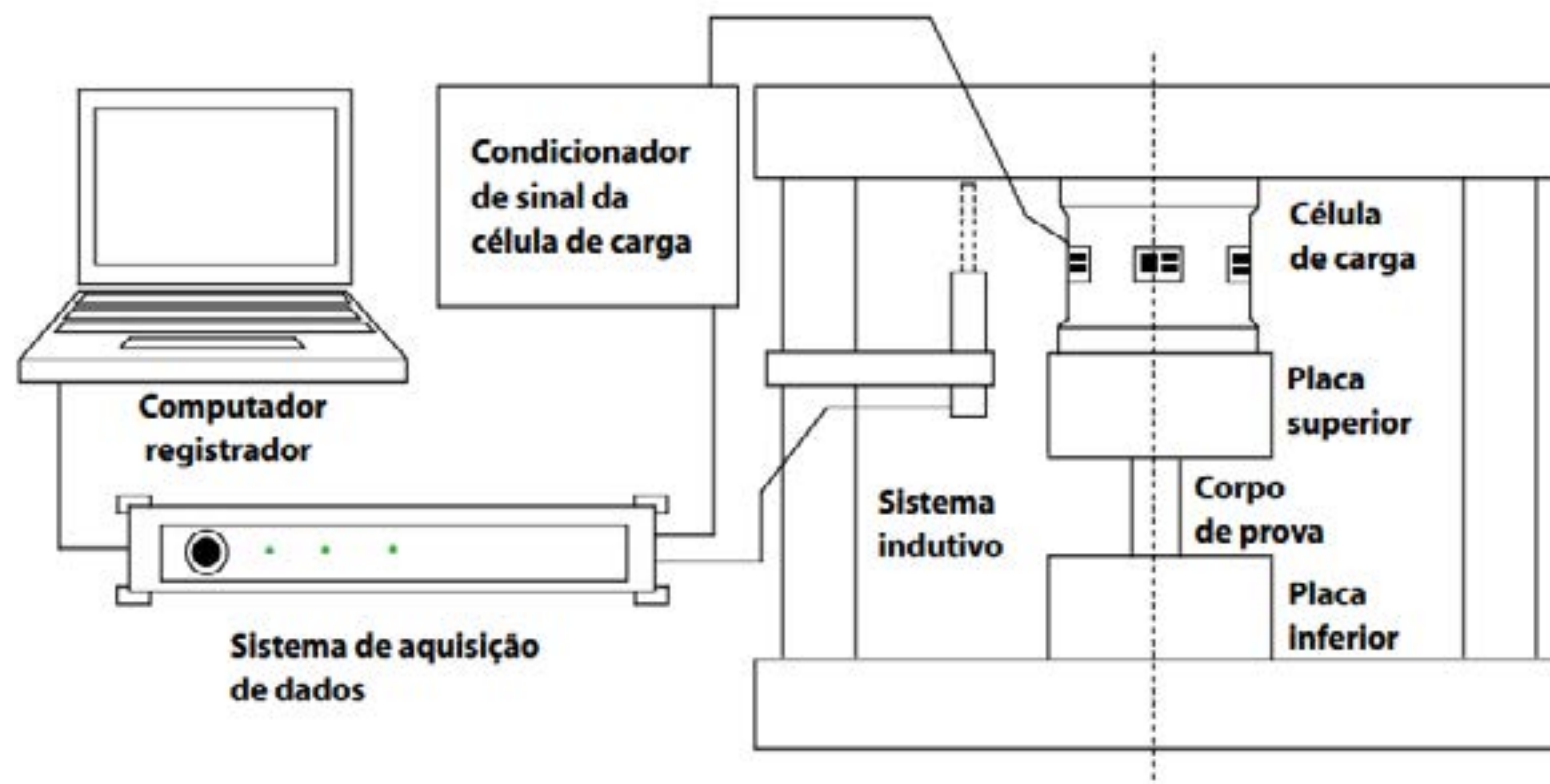


Figura 3 - Representação esquematicamente do sistema de obtenção de curvas de escoamento do LdTM/UFRGS.

Fonte: Brito (2015)

Em função do ensaio ser realizado tendo como base matrizes planas, o provável atrito existente entre estas e o corpo de prova deve ser reduzido para um valor o mais próximo do zero possível. Para manter tal condição, é necessário a utilização de lubrificantes que devem ser aplicados de forma homogênea e distribuídos nas superfícies do corpo de prova, neste sentido o ensaio foi realizado sendo utilizado o lubrificante Lubrodal AT 737 F, marca Fuchs.

Para Barati [2015], a necessidade de conciliar uma melhor forma de conformação do magnésio em decorrência do custo total da operação implica no estabelecimento do processo de forjamento em uma faixa de temperatura de 200 a 300° C.

Baseado em estudos sobre efeitos e características da recristalização de ligas de magnésio, Ion [1982] referência a faixa de temperatura de 400° C como limite superior para o trabalho de conformação a quente dessa liga.

Conforme Kainer [2003], independente da temperatura do processo, a força para iniciar a conformação da peça é maior no caso onde a velocidade de deformação é de 10 s<sup>-1</sup> em relação ao caso onde se constata uma velocidade de deformação de 1s<sup>-1</sup>. É possível verificar que nas temperaturas de transformação apresentadas, a tensão de escoamento é o dobro para a velocidade de deformação mais elevada em comparação direta com a velocidade de deformação de 1s<sup>-1</sup>.

Neste sentido, a temperatura de aquecimento escolhida para a realização dos ensaios foi de 350° C, onde a escolha baseou-se nos estudos de Ion, considerando-se assim uma faixa de temperatura intermediária das definidas pelo estudo realizado pelo autor.

Com o objetivo de manter o ensaio isotérmico, optou-se pela utilização da ferramenta denominada copo quente – Figura 04, o qual é caracterizado por ser uma estrutura cilíndrica, produzida de aço ferramenta H13 para trabalho a quente, que é aquecido juntamente com o corpo de prova, em um forno resistivo da marca Sanchis, desta forma pode-se garantir o ensaio isotérmico, garantindo assim uma temperatura constante durante a obtenção da curva de escoamento.

O monitoramento e o respectivo controle do tempo de aquecimento do corpo de prova, isto é, o monitoramento e controle do intervalo de tempo necessário para a completa homogeneização da temperatura de ensaio no conjunto formado pelas ferramentas e o corpo de prova foi de 1h e foi definido e conseqüentemente

mensurável através da utilização prática de um termopar tipo K de 1,5mm de diâmetro posicionado na parte interna da ferramenta.

Para a realização do ensaio foi utilizado corpo de prova da liga de magnésio AZ61 laminada, onde o material encontrava-se na forma de barra de diâmetro de 25 mm, sendo obtidos corpos de prova com altura de 37,5 mm, onde o corte foi realizado com sistema de corte a frio que utiliza um disco fino para realizar cortes em baixa velocidade.

Uma vez definidos os processos, equipamentos e os respectivos parâmetros necessário, os ensaios experimentais foram executados considerando-se a seguinte ordem:

- Montagem do ferramental;
- Aquecimento do conjunto;
- Posicionamento na matriz;
- Ensaio de compressão;
- Remoção do corpo de prova do ferramental;
- Resfriamento ao ar.

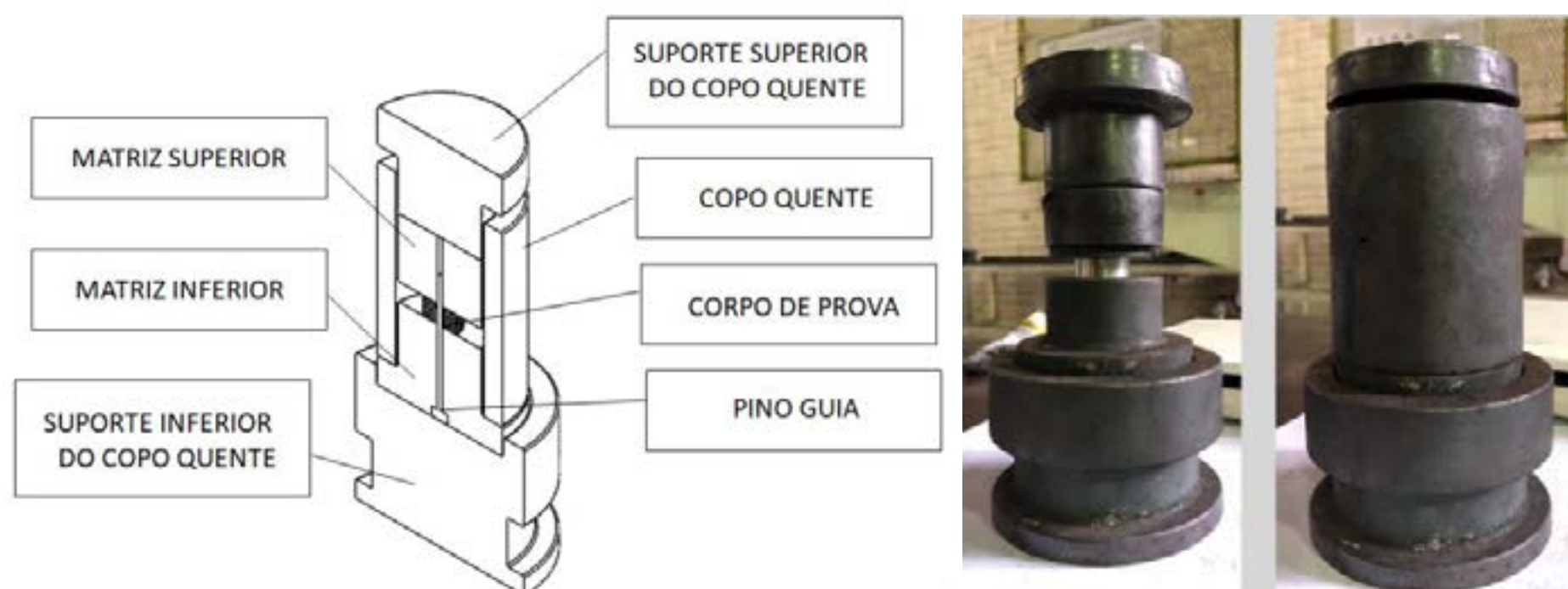


Figura 4 - Representação esquemática do ferramental utilizado na execução dos ensaios de compressão.  
Fonte: Própria

A compressão ocorreu até a redução de 66% (20,75 mm) em altura dos corpos de prova para todas as geometrias estudadas.

### 2.3 Resultados Obtidos:

A partir do ensaio de compressão, pode-se obter a carga aplicada sobre o corpo de prova e a variação da altura do mesmo. Utilizando a lei da Constância de Volume pode-se ser determinada a área instantânea do corpo de prova e com estes dados à tensão de escoamento verdadeira e a deformação verdadeira do material.

A Figura 5 representa a curva de escoamento verdadeira de uma amostra de liga de magnésio AZ61, obtida pelo ensaio de compressão para a temperatura de 350° C, com uma velocidade de deformação média de 1s<sup>-1</sup> e velocidade de prensagem constante igual a 20 mm/s.

Onde o corpo de prova de 25 mm de diâmetro e 37,5 mm de comprimento foi acoplado no dispositivo denominado copo quente e após o período de aquecimento sofreu uma redução de 66%.



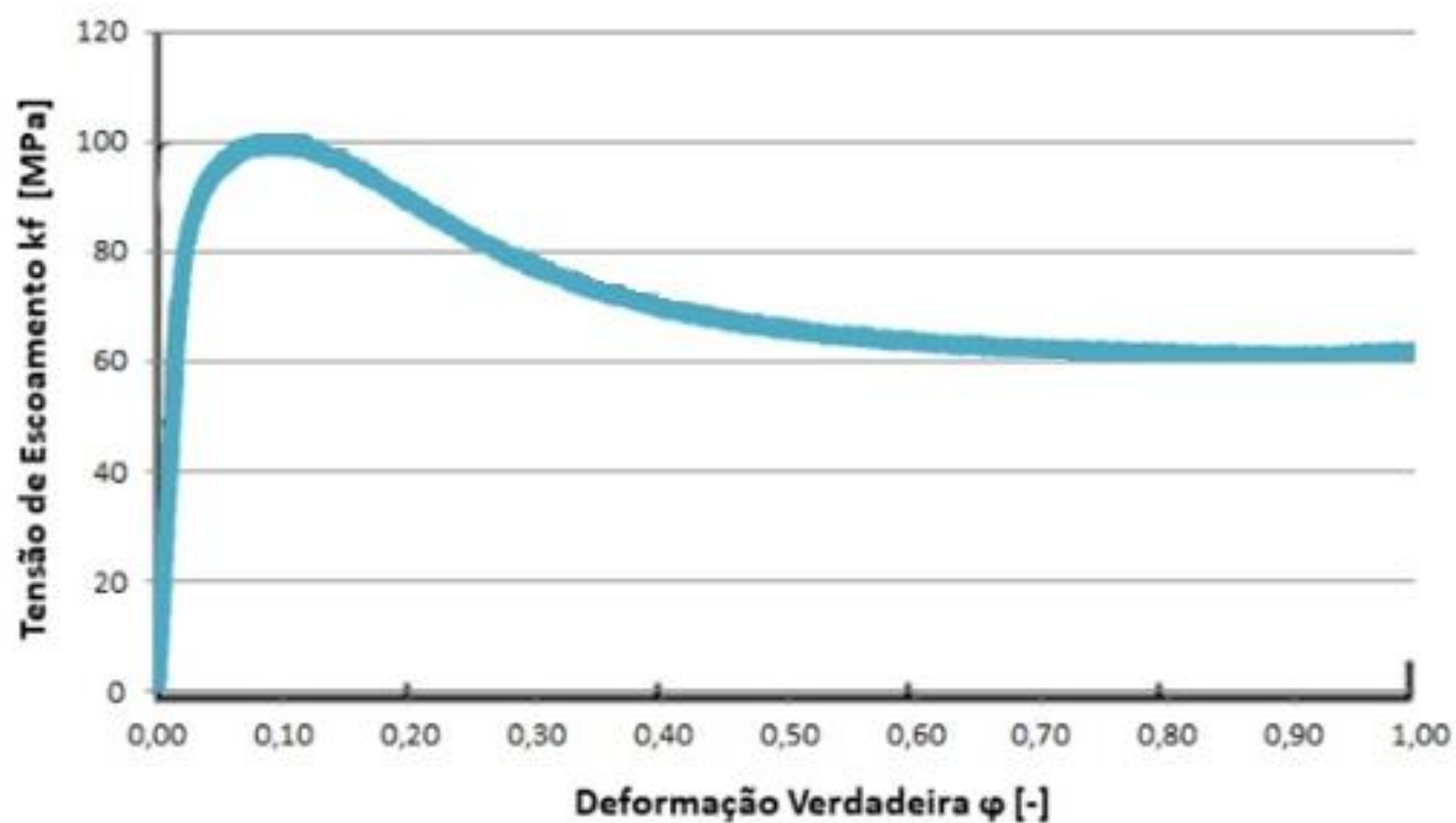


Figura 5 - Curva de escoamento a 350 °C da liga de magnésio AZ61.  
Fonte: Própria

Considerando-se o processo de deformação a quente, basicamente a velocidade de deformação influencia de forma significativa na resistência ao escoamento. Ao avaliarmos a liga de magnésio AZ61 utilizada como base deste estudo, verificamos que em temperaturas entre 300 e 400 °C, a velocidade de deformação passa a ser um fator de grande relevância sobre a deformabilidade do material. A Figura 06 demonstra duas comparações da curva de escoamento em compressão da liga AZ61A em condições diferentes de velocidade de deformação.

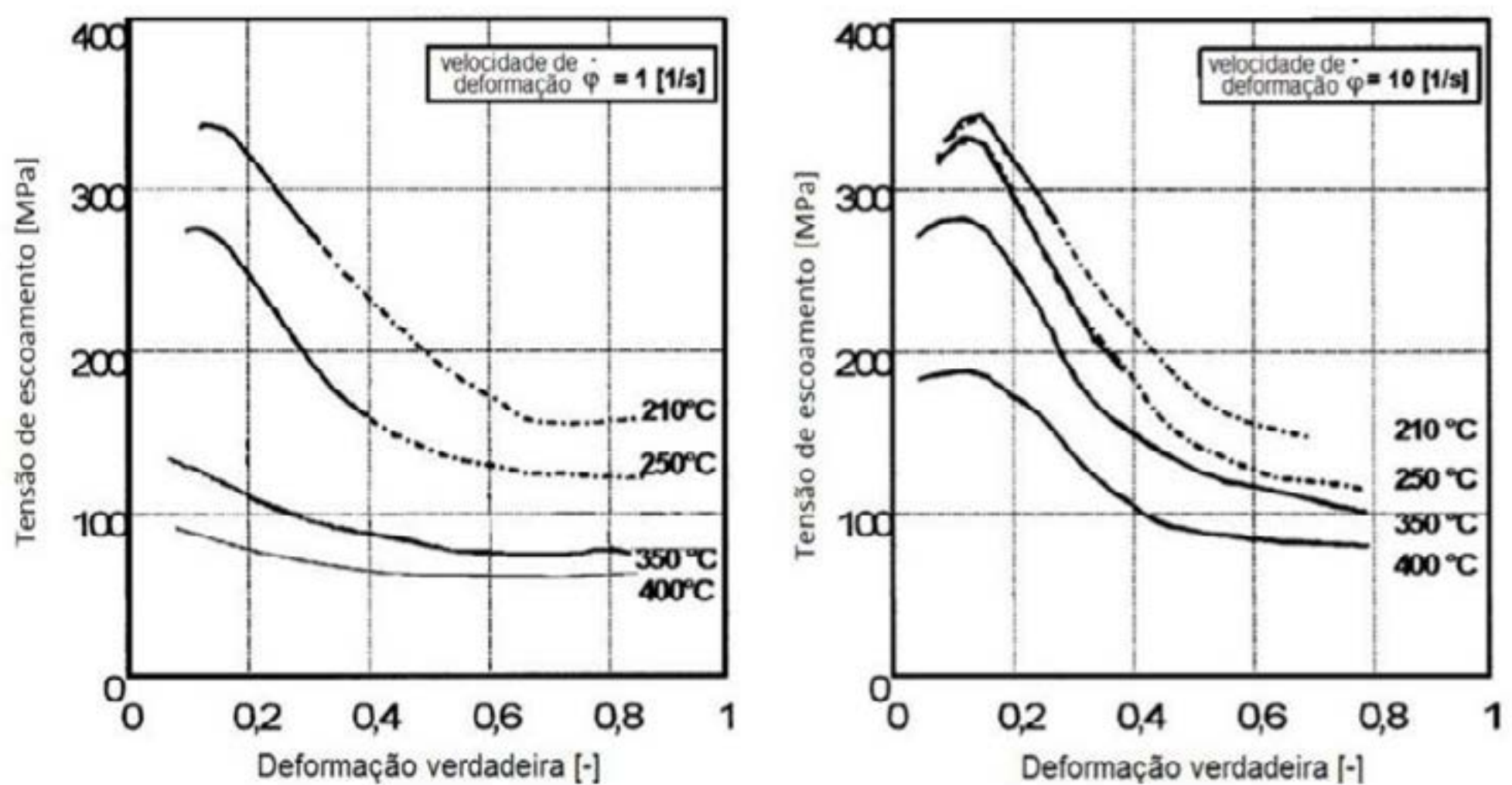


Figura 6 - Curva de escoamento em compressão da liga AZ61.  
Fonte: Kainer (2003)

Com o objetivo de validar os resultados experimentais, foi realizada uma pesquisa para identificar referenciais teóricos de estudos já realizados e publicados, os quais possibilitem uma avaliação e posterior comparação dos resultados experimentais obtidos.

Desta forma, conforme Liu [2006], pode-se observar os resultados obtidos para curvas de escoamento nas temperaturas de 573 K (300° C), 623 K (350° C) a uma velocidade de deformação de  $1\text{s}^{-1}$  – Figura 07.

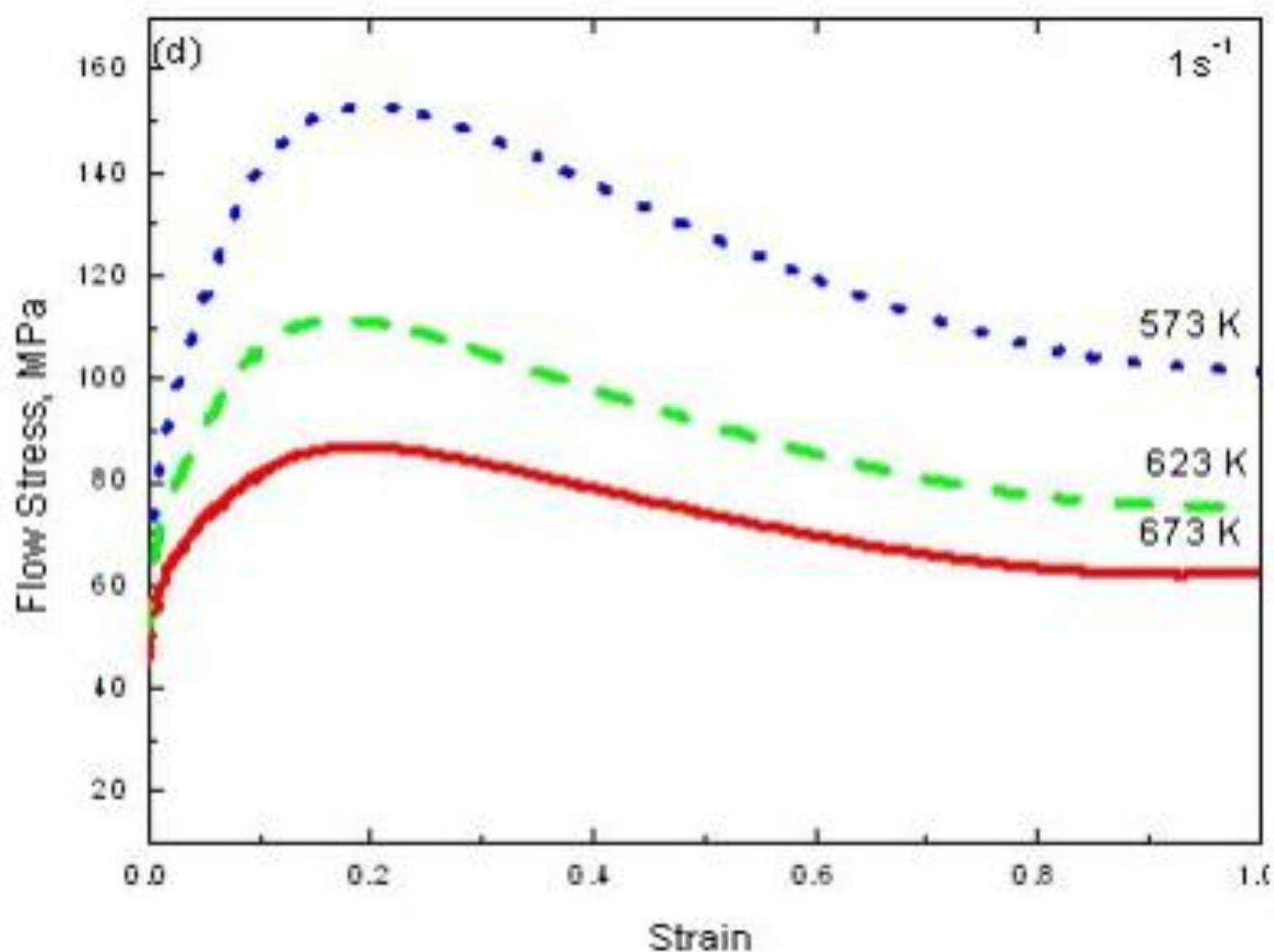


Figura 7 - Curva de escoamento a várias temperaturas da liga de magnésio AZ61.  
Fonte: Liu (2006)

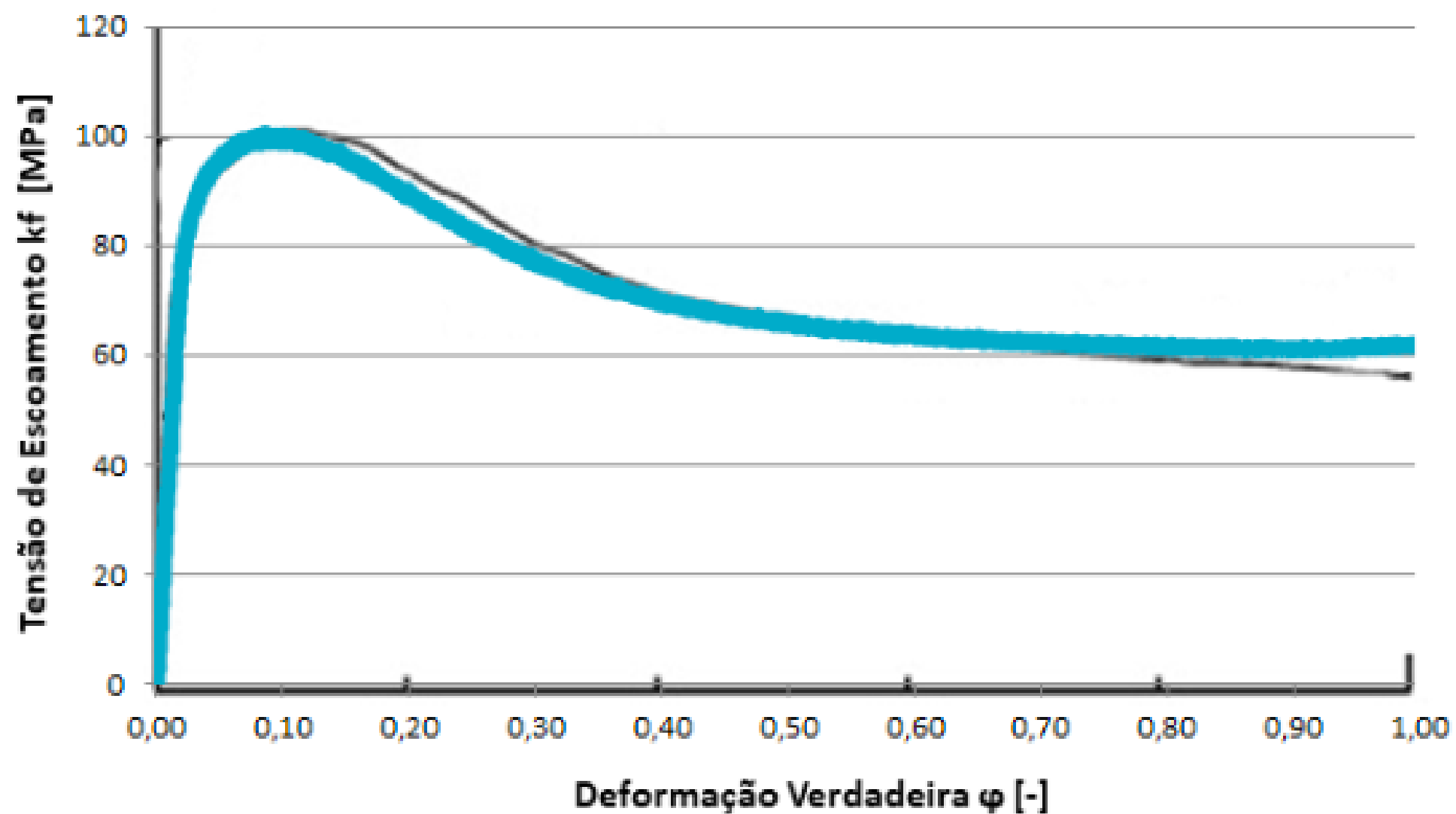
No mesmo sentido, a Figura 08 compara a curva obtida com uma curva presente na literatura. A curva em preto representa a curva elaborada por JUQIANG LI, na temperatura de 350°C e com velocidade de deformação de  $1\text{s}^{-1}$ .

Da mesma forma, ao analisarmos as duas curvas, ensaio de compressão e literatura, é possível verificar que as curvas são semelhantes, validando os resultados. Devido tal semelhança, é possível validar a utilização do copo quente durante o ensaio para inibir a perda de temperatura.



Figura 8 - Curva de escoamento a 350 °C da liga de magnésio AZ61 comparada com a curva de JUQIANG LI.

Fonte: Própria



### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

O levantamento de curvas de escoamento é extremamente importante para os processos de conformação mecânica, a partir dessas curvas é possível prever o comportamento do material quando submetido a esforços compressivos. Este trabalho mostrou como é possível obter curvas de escoamento por ensaio de compressão, sendo considerado para isso os parâmetros iniciais de uma amostra de liga de magnésio AZ61, obtida pelo ensaio de compressão para a temperatura de 350° C, com uma velocidade de deformação média de 1s-1 e velocidade de prensagem constante igual a 20 mm/s.

Onde o corpo de prova de 25 mm de diâmetro e 37,5 mm de comprimento foi acoplado no dispositivo denominado copo quente e após o período de aquecimento sofreu uma redução de 66%.

### 4 CONCLUSÕES

O estudo experimental aqui descrito teve como objetivo estabelecer um quadro de informações e dados úteis para uma compreensão do processo de obtenção e conseqüente avaliação e interpretação da curva de escoamento da liga de magnésio AZ61, o qual foi obtido de forma satisfatória.

As sugestões para trabalhos futuros observadas ao longo deste trabalho podem ser resumidas nas seguintes propostas:

- Realização de estudo para definição da curva de escoamento para mais temperaturas, considerando-se os limites inferiores e superiores das faixas de temperatura de trabalho a quente para a liga de magnésio AZ61;
- Realização de novos ensaios sendo os mesmos executados na Prensa EMIC 600 kgF a qual permite o estabelecimento de uma velocidade de deformação constante.



## REFERÊNCIAS:

ALVES, M. L.. Modelação Numérica e Análise Experimental de Operações de Forjamento. Lisboa: IST/UTL, 2004. Tese (Doutorado) – Instituto Superior Técnico, Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa, 2004

BARATI, F. A numerical approach for determination of flow curve and evaluation of frictional behavior of AZ61 magnesium alloy under elevated temperature forming conditions. Department of Mechanics, Faculty of Engineering, Islamic Azad University, Hamedan Branch, Hamedan, Iran. Journal of the International Measurement Confederation, 2015

BRITO, A. M. G., Curvas de Escoamento - Parte I: Importância no Desenvolvimento de Projetos de Forjamento. Revista Forge, São Paulo 2015

GARCIA, A.; SPIM, J.A.; SANTOS, C.A. Ensaios de materiais. Campinas: LTC – Livros Técnicos e Científicos, 2000.

ION, S. I. n, F. J. Humphrys and S, H. White, “Dynamic recrystallization and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium”, Acta Metal., 30 (1982) 909.

KAINER, K.U.: Magnesium – Alloys and Technologies. Willey-VCH. Alemanha, 2003.

KNOLL, P, LIMA., & SCHAEFFER, L. Estudo descreve a obtenção da curva de escoamento do Alumínio por ensaio de compressão. Revista Corte e Conformação de Metais, n.28. 2007

LI, P. et al., Microstructure and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy sheets prepared by extruding and rolling. Advanced Materials Research. v. 11, p-653-656, 2006.

LIU, L., ZHOU, H., WANG, Q., ZHU, Y., and DING, W. Dynamic Recrystallization Behavior of AZ61 Magnesium Alloy. AZojomo – The AZO Journal of Materials Onlene. <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=3434> - DOI : 10.2240/azojomo0211. 02 de maio de 2016.

MEDEIROS, G. A., Dissertação de Mestrado: Uma Contribuição ao Forjamento em Matriz Aberta de Eixos Vazados – PPGE3M UFRGS, Porto Alegre. 2012

SCHAEFFER, L. Curvas de escoamento como parâmetro fundamental para a simulação do processo de forjamento. In: SEMINÁRIO NACIONAL DE FORJAMENTO, 7, [1992], Porto Alegre. XII Conferência internacional de forjamento/Brasil, n. 13, Porto Alegre. 1992

SCHAEFFER, L.; Brito, A. M. G.; Soares, S. R.. Curvas de escoamento: métodos e aplicações. In: XIII Seminário Nacional de Forjamento, 1993, Porto Alegre. Anais do XIII Seminário Nacional de Forjamento. Porto Alegre, 1993

XU, M. C., GUEDES, C. Experimental Study on the Collapse Strength of Narrow Stiffened Panels. *Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, v. 135, n. 2. 2013.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Numerical-experimental analysis of wear in hot forging dies

Diego Rafael Alba <sup>(1)</sup>

Yingyan Yu <sup>(2)</sup>

Lirio Schaeffer <sup>(3)</sup>

### ABSTRACT

**In hot forging processes, die wear is given as the most common cause of replacement or rework. For the evaluation of wear, one of the models with great diffusion in the literature is the model proposed by Archard. This model proposes that both adhesive and abrasive wear is a function of normal loading and sliding distance. The result of the Archard model is the volume of material removed during a given interval. However, this model has limitations mainly related to the difficulty of obtaining data and not considering other effects that affect wear, such as the hardness of materials. Subsequently, Archard refined his model and, considering the sliding speed and material hardness, proposed a model that results in wear depth. The effectiveness of these models depends mainly on the correct definition of a dimensionless coefficient. This work aims to demonstrate a methodology for the measurement of wear and how numerical and experimental results should be correlated enabling its use in different industrial processes.**

**Key words — Hot forging, Wear, Archard model, Wear coefficient.**

### 1. INTRODUCTION

The forging die has great representativeness in the aspects related to the cost and dimension of forged parts. Depending on the size and complexity, the cost of a die can reach 30% of the process and its useful life is expected to be sufficient to balance manufacturing costs and number of parts produced [1]. The most common defects in forging dies are related to surface wear, resulting in parts of different dimensions from those expected, and the initiation and propagation of cracks due to thermal and mechanical fatigue that generate rework or even disposal [2, 3]. According to Kannapann [4], the values may vary for different forming processes, but generally are: 72% wear, 25% mechanical fatigue, 2% thermal fatigue and 1% plastic deformation.

According to the German standard DIN 50320 [5], wear is characterized as a loss of surface material from a solid surface due to mechanical action. Several variables are influential in wear, for instance, if we consider the model proposed by Archard [6], as presented in Equation 1, wear is directly proportional to the applied normal stress and the sliding velocity; and inversely proportional to the hardness of the material. Archard also considers a non-dimensional empirical constant which considers other factors such as lubrication, surface roughness and the

<sup>(1)</sup> M.Sc. Eng.; Federal University of Rio Grande do Sul - UFRGS, Brazil; diego.alba@ufrgs.br

<sup>(2)</sup> M.Sc. Eng.; RWTH Aachen, Germany; yingyan.yu@ibf.rwth-aachen.de

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.-Ing.; Federal University of Rio Grande do Sul - UFRGS, Brazil; schaeffer@ufrgs.br

probability of contacts that effectively remove material.

$$V = K \frac{W \cdot L}{H} \quad (1)$$

Where:  $V$ = Volume of removed material [ $\text{m}^3$ ];  $W$ = Normal load [ $\text{N}$ ];  $L$ = length [ $\text{m}$ ];  $H$ = Material hardness [ $\text{Pa}$ ];  $K$ = Archard wear coefficient [-].

Equation 1 shows the theory of wear in its most fundamental terms, but is often not adequate to describe the behaviour of interest related to wear depth,  $d$ . If we now consider the sliding velocity  $\vartheta$ , time  $t$ , and a transient process, where at any given moment these values change as a function of the boundary conditions, we have that the depth of wear can be realized through an integration with time as presented in Equation 2.

$$d = K \int_{t_i}^{t_f} \frac{\sigma_N \vartheta}{H} dt \quad (2)$$

Where:  $d$ = Wear depth [ $\text{m}$ ],  $\sigma_N$ = Contact pressure [ $\text{Pa}$ ],  $\vartheta$ = Sliding velocity [ $\text{m/s}$ ];  $t_i$ = Initial time [ $\text{s}$ ],  $t_f$  = Final time [ $\text{s}$ ].

Several studies have been performed in order to quantify the wear and estimate the coefficient  $K$  from Archard's equation. For instance, Behrens [7] proposed a variation of Archard's equation which extends it by considering the surface hardness dependent on temperature and time. Behrens [8] also studied a variation of the Equation 1 which take tangential friction stress component into account. Choi [9] proposed a methodology for the evaluation of wear and plastic deformation in warm forging dies. The authors point out that for a correct definition of wear it is necessary to correctly consider the plastic deformation. Kang [10, 11] proposed a wear model considering the softening of the material due to the temperature action in warm forging processes. Through this model it was possible to calculate the wear profile of the tools involved in the process. Abachi [12] evaluated for different points of a hot forging die the wear depths and comparing with experimentally obtained results suggested values for the wear coefficient along the die surface. Panesar [13] tried to adjust the wear coefficients obtained by numerical simulation with those obtained experimentally, but the author found that these were different depending on their location in the matrix. He concluded that this could be explained due to temperature variations throughout the forging tooling.

Thereupon, this study aims to present a methodology to estimate wear and the wear coefficient in hot forging dies. For this purpose, measurements of the surface of the dies were performed using a Coordinate Measuring Machine (CMM) to define the profile of the dies not yet cycled. Subsequently, 100 forging experiments were carried out and the height variation of specific regions of the dies was analysed in order to determine the depth of wear that occurred. Furthermore, a Matlab® script was developed which correlates experimental and simulation results to estimate the wear coefficient for the studied process.

## 2. METHODOLOGY

For the evaluation of wear faced by the dies during forging experiments, a methodology that correlates real scale experiments and finite element analysis of the process was performed. The base material of hot forging dies consists of hot working steel AISI H13. The die is hardened and tempered to achieve hardness levels around 55 HRC, typically used in hot forging process. A schematic illustration of the lower die is shown in Figure 1. The upper die has flat geometry. As base material for the billets AISI 1045 steel was chosen due to the wide diffusion in engineering applications. The billets had geometry of a square rectangular prism with dimensions of 70x70x53 mm. The parameters of the hot forging process are summarized in Table 1.



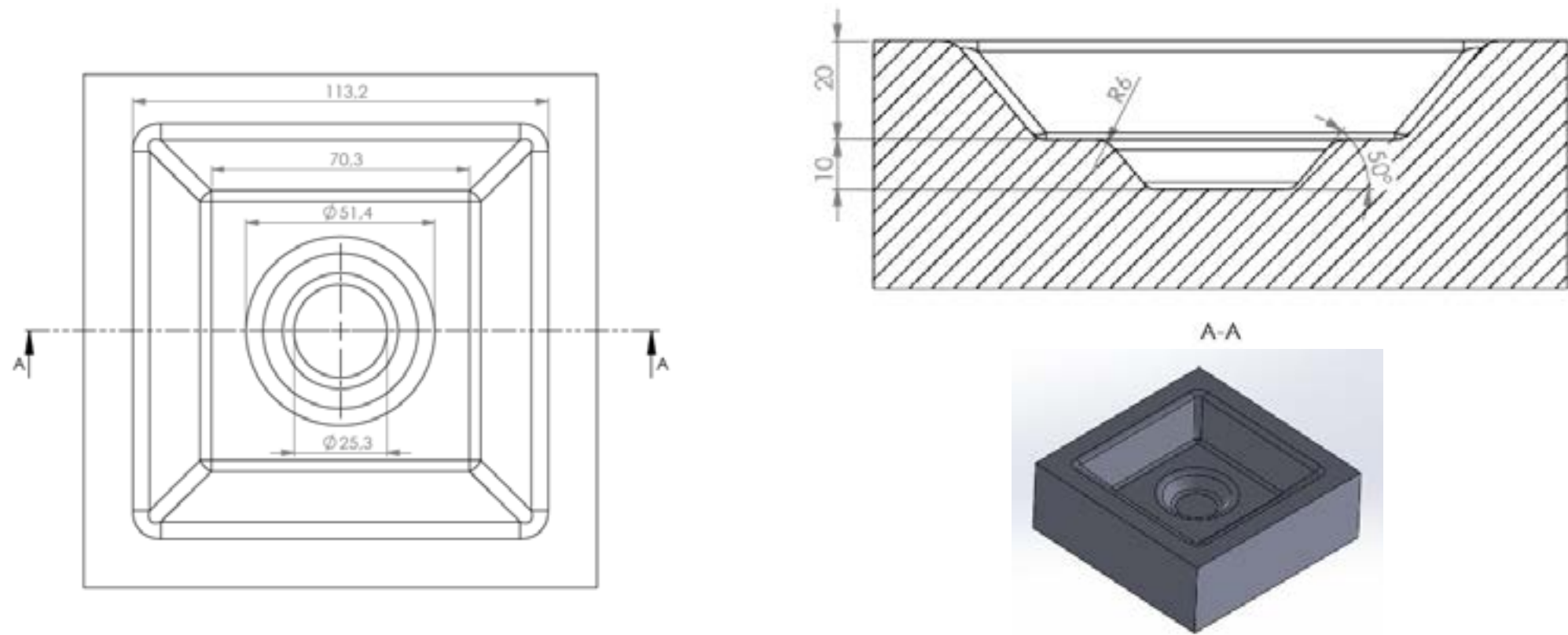


Figure 1: Hot forging die geometry.

Table 1: Forging experiments parameters.

<b>Billet initial temperature</b>	1050 °C
<b>Dies initial temperature</b>	40 °C
<b>Lubrication</b>	Water (90%) + Graphite (10%)
<b>Press velocity</b>	50 mm/s

The geometrical measurements were carried out with the Zeiss Prismo Coordinate Measuring Machine (CMM), as shown in Figure 2a, which allows an effective profile determination of the forgings dies with an adequate accuracy as well as acceptable time and effort. For the determination of the wear progress, specific sections of the geometry were investigated according to **Erro! Fonte de referência não encontrada.b**.

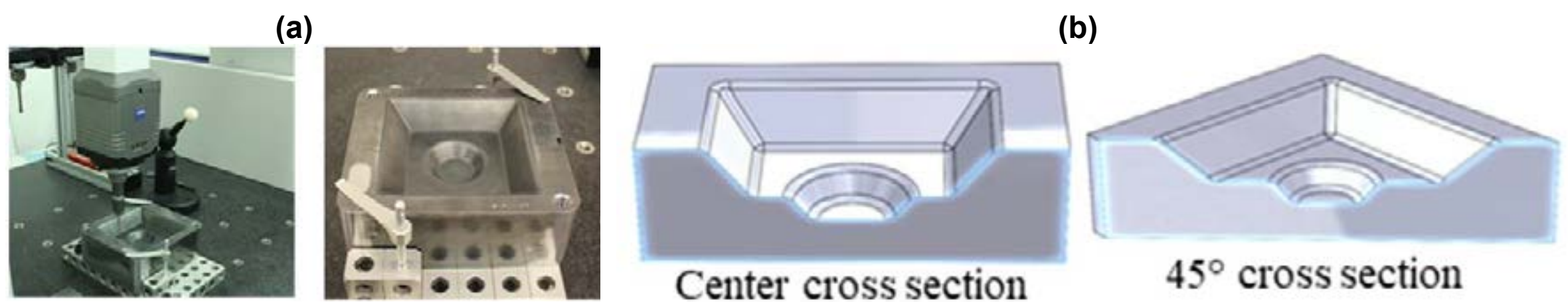


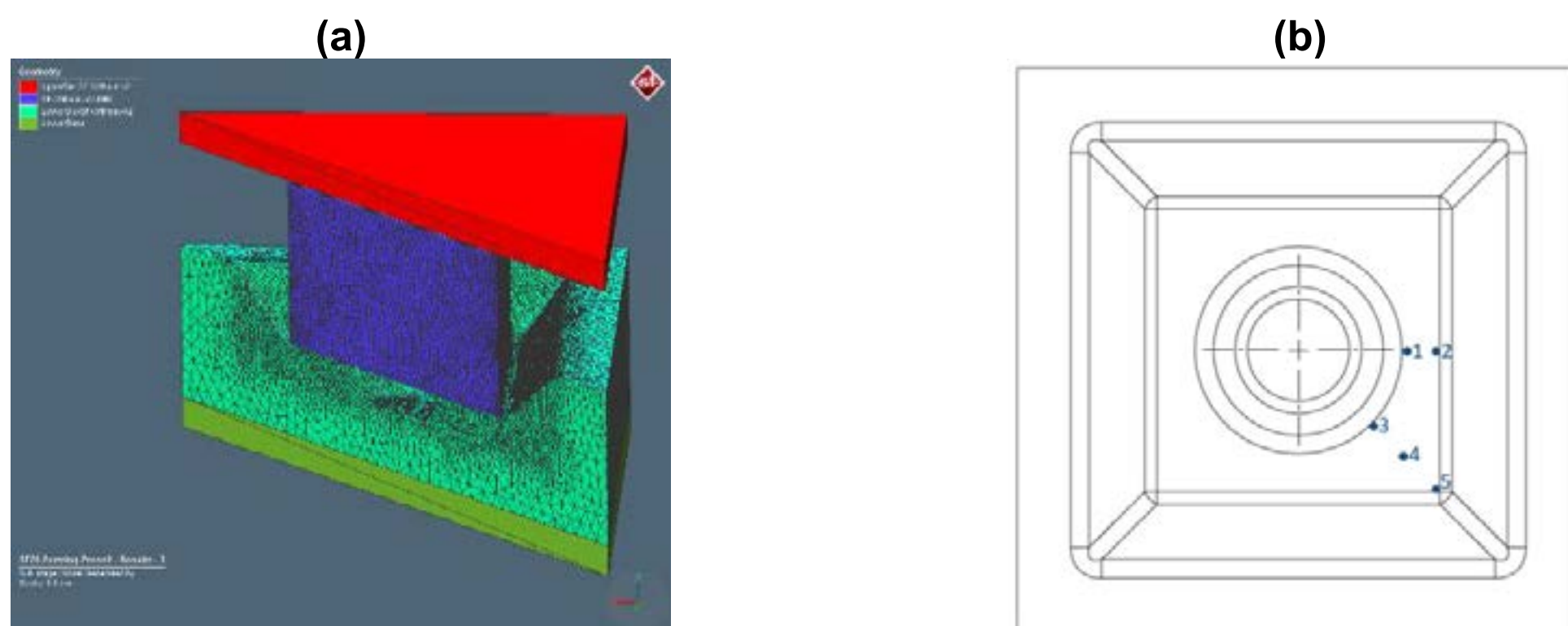
Figure 2: (a) Zeiss Prismo CMM setup. (b) Measured lines by CMM.

Subsequently, to perform the numerical simulations, the commercial software *Simufact.Forming 15.0* from *MSC Softwares* was used. To estimate through FEA the influent variables on wear, firstly, it is assumed as boundary conditions similar parameters used in the forging experiments. Table 2 summarizes the input parameters and Figure 3a shows the model. To diminish computational effort, one plane of symmetry was created and only half of the workpiece was simulated. For the wear evaluation, the variables of interest for analysis are the stresses and temperature distribution within the die, the normal contact stress and sliding velocity at the surface.

**Table 2:** Numerical simulation parameters.

<b>Billet Material</b>	AISI 1045 – DIN 1.0503	
<b>Mesh size</b>	2 mm	
<b>Billet initial temperature</b>	1025 °C	
<b>Dies material</b>	AISI H13 – DIN 1.2344	
<b>Ambient temperature</b>	30°C	
<b>HTC for convection</b>	10 W/m <sup>2</sup> .K	
<b>HTC for conduction</b>	6000 W/m <sup>2</sup> .K	
<b>Emissivity</b>	0.8	
<b>Friction between billet/die</b>	$\mu= 0.15$	$m=0.15$
<b>Press position based on time [s]</b>	$z(t) = 7.257e4 \cdot e^{(-8,8127t)} - 7.257e4 \cdot e^{(-8,8127t)}$	
<b>Process time</b>	1.25 seconds	

In order to define the wear coefficient  $K$  of the Archard model, based on Equation 2, a Matlab® script was developed which correlates experimental and simulated results. This script takes as experimental input parameters the wear depth and the number of cycles; and as numerical results, the contact stresses, sliding velocity and temperature. Moreover, based on the results of temperature is possible to estimate the hardness material according the literature [14]. Five sensor points were included on the numerical simulation model at the positions described by Figure 3b and the results were used to calculate the wear coefficient.

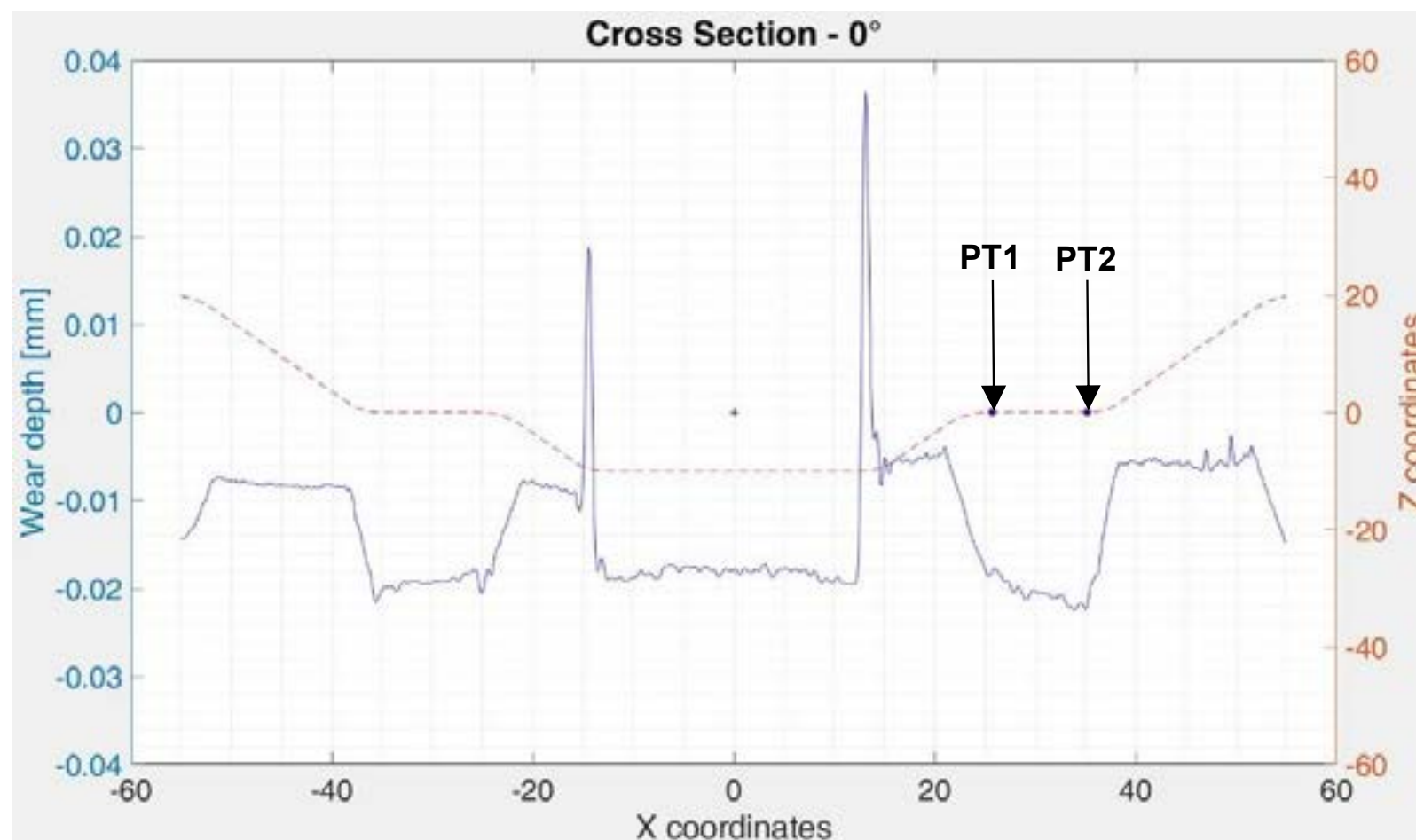
**Figure 3:** (a) FEM model; (b) Location of tracked particles for wear analysis.

### 3. RESULTS AND DISCUSSIONS

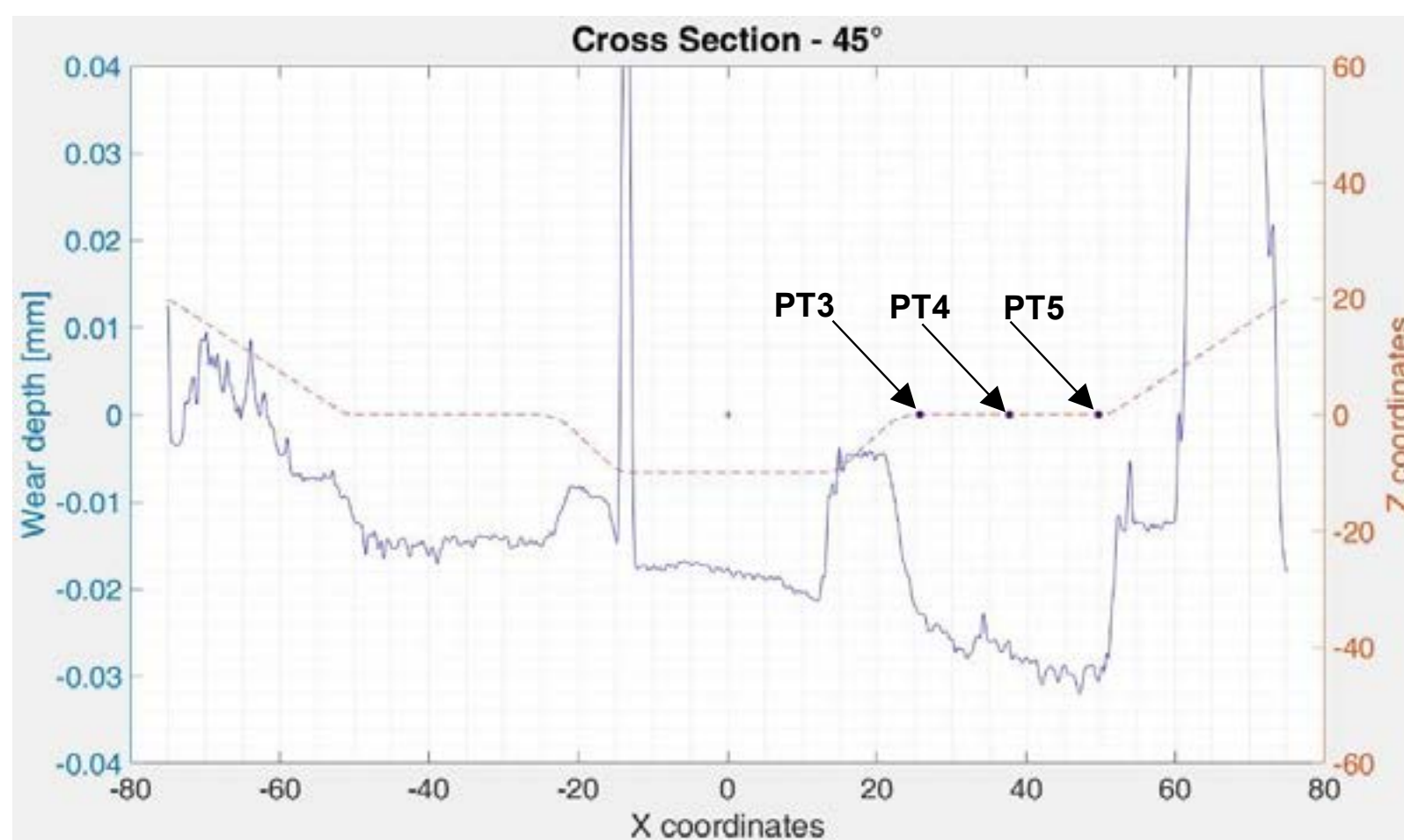
#### 3.1 COORDINATE MEASURING MACHINE RESULTS

The profiles on measured cross sections of the forging die are presented in Figure 4 and Figure 5 for the case after 100 forging cycles compared to the measurements of the die before the execution of any forging cycle. For these measurements, the maximum wear depth was 0.02201 mm appearing close to the corner of the square cavity. Similarly, the maximum wear depth on the 45° cross section also occurred at the corner position of the square cavity, which was 0.03057 mm. The measurements of others points of interest are presented in Table 3.





**Figure 4:** Wear depth measured by CMM. Cross Section 0°.



**Figure 5:** Wear depth measured by CMM. Cross Section 45°.

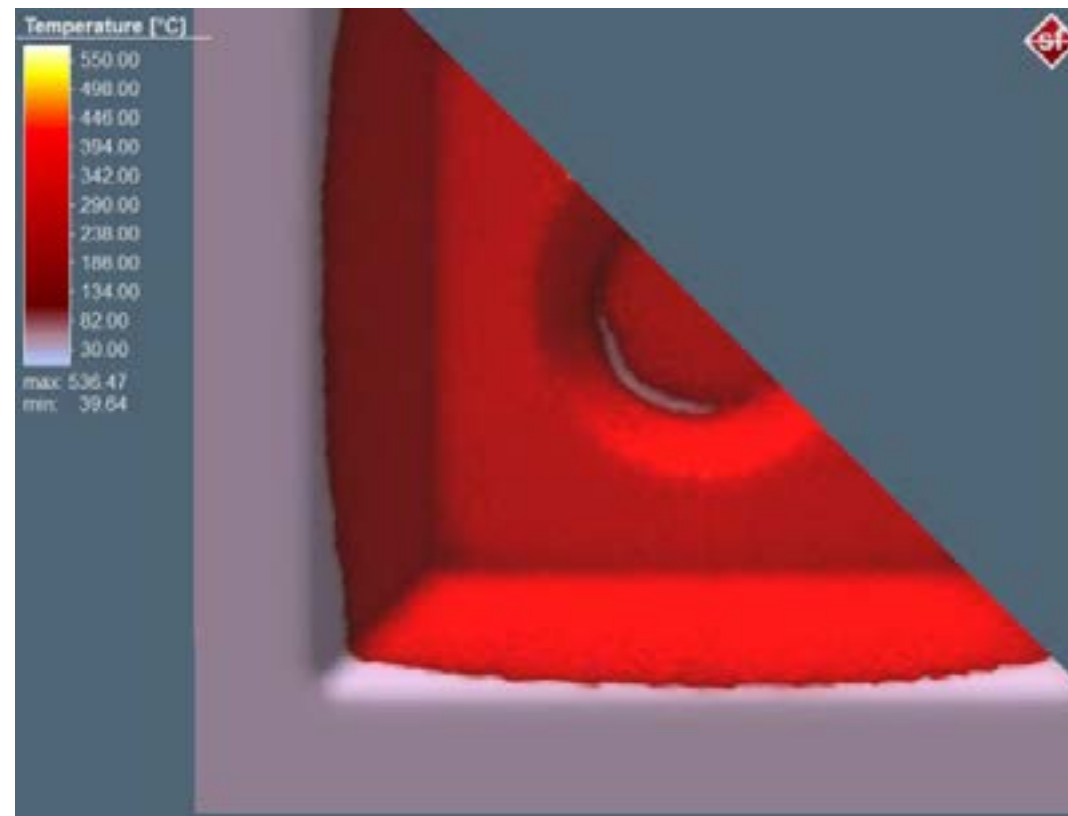
**Table 3:** Wear depth measured by CMM at same position of tracked particle at FEM model.

Particle	Wear depth [mm]
PT1	0.01806
PT2	0.02201
PT3	0.02283
PT4	0.02611
PT5	0.03057

## 3.2 NUMERICAL SIMULATION RESULTS

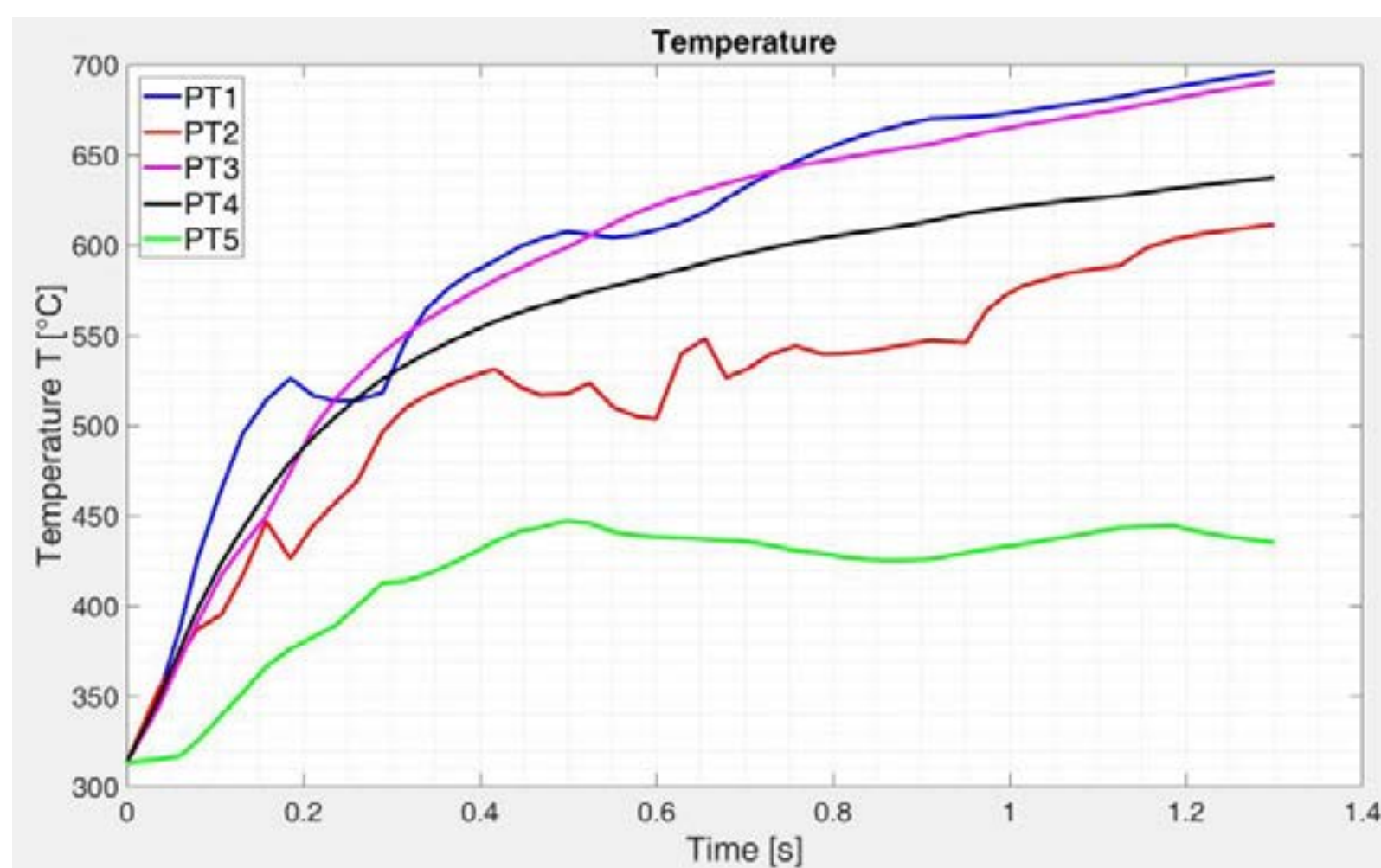
### 3.2.1 TEMPERATURE

Figure 6 presents the temperature distribution on the die's surfaces at the last time increment of simulation. As expected, the regions where the contact time between billet and die is longer presented the higher temperatures.



**Figure 6:** Temperature distribution in °C at last increment of the process.

The temperature evolution during the process for the five points from Figure 3b are presented in Figure 7.



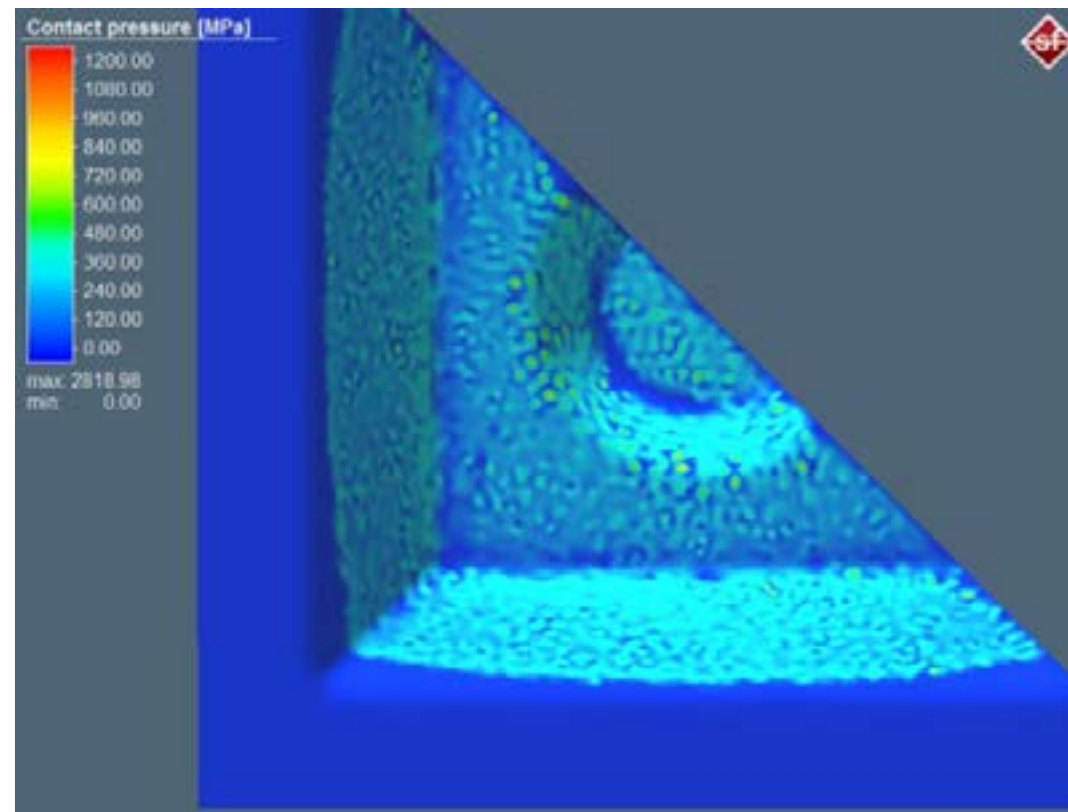
**Figure 7:** Temperature evolution of the tracked particles during numerical simulation.

The particles PT1 and PT3 are the ones which presented the higher temperature gradient during process. Firstly, being them located at similar die regions, they presented similar behavior. This increase in temperature could be explained due to the extended contact time of the die surface with the hot billet. Moreover, these points are located within the core region of the die making the heat extraction more difficult if compared to the points that are located near the lateral of the die surfaces. Thus, particles PT1 and PT3 are expected to present a lower hardness during the process which is inversely proportional to wear depth.

### 3.2.2 CONTACT PRESSURE

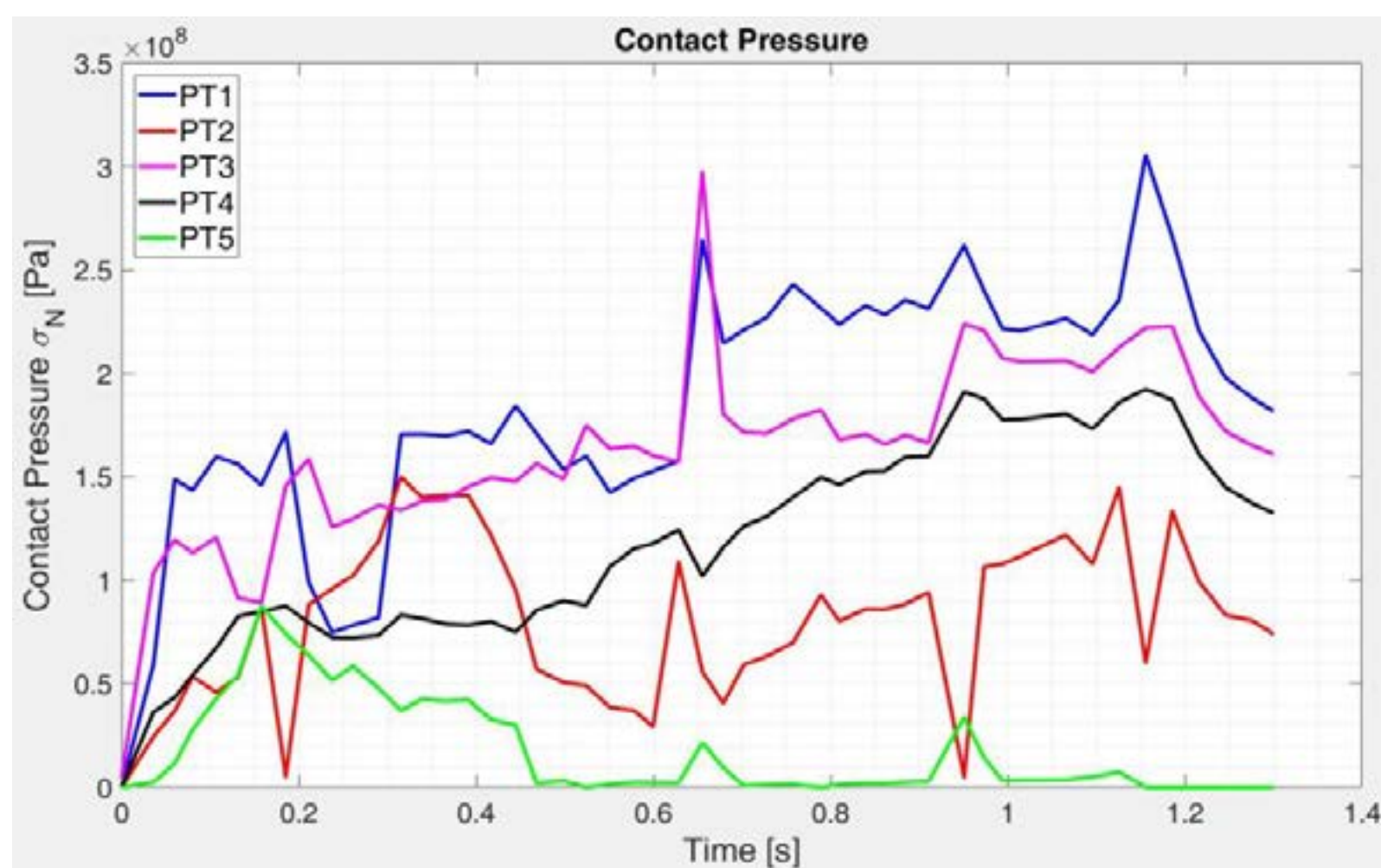
Figure 8 presents the contact pressure on the die's surfaces at the last time increment of simulation. The maximum value is located the radius near the round geometry.





**Figure 8:** Contact pressure in MPa distribution at last increment of the process.

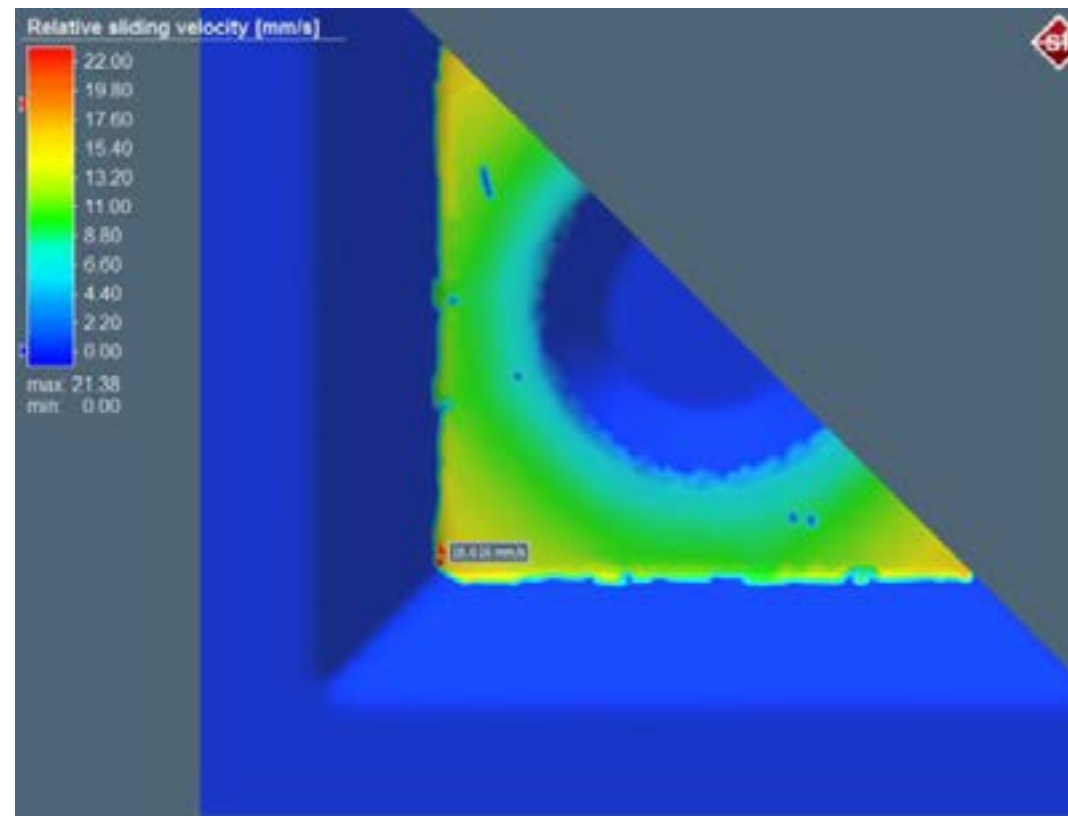
The contact stress evolution during the process for the five points from Figure 3b are presented in Figure 9.



**Figure 9:** Contact pressure evolution of the tracked particles during numerical simulation.

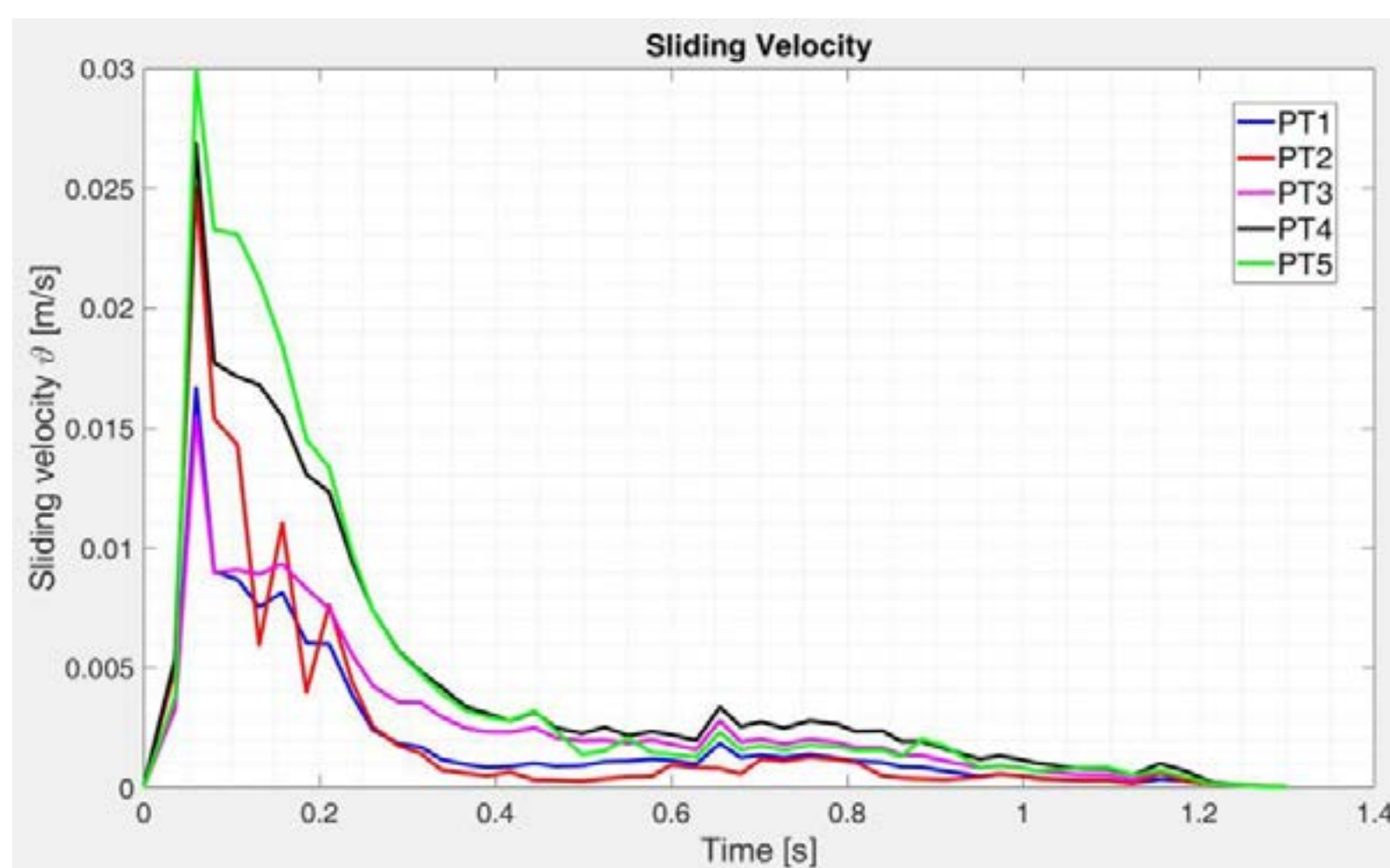
### 3.2.3 SLIDING VELOCITY

Figure 10 presents the sliding velocity on the die's surfaces at 0.1758 seconds of process simulation, which corresponds to an increment with higher values for sliding velocity. The corners of the square geometry of the dies, i.e. particle number 5, are the regions where the sliding velocity presented higher values.



**Figure 10:** Sliding velocity distribution in mm/s at 0.1758 seconds of process.

The sliding velocity evolution during the process for the five points from Figure 3b are presented in Figure 11.

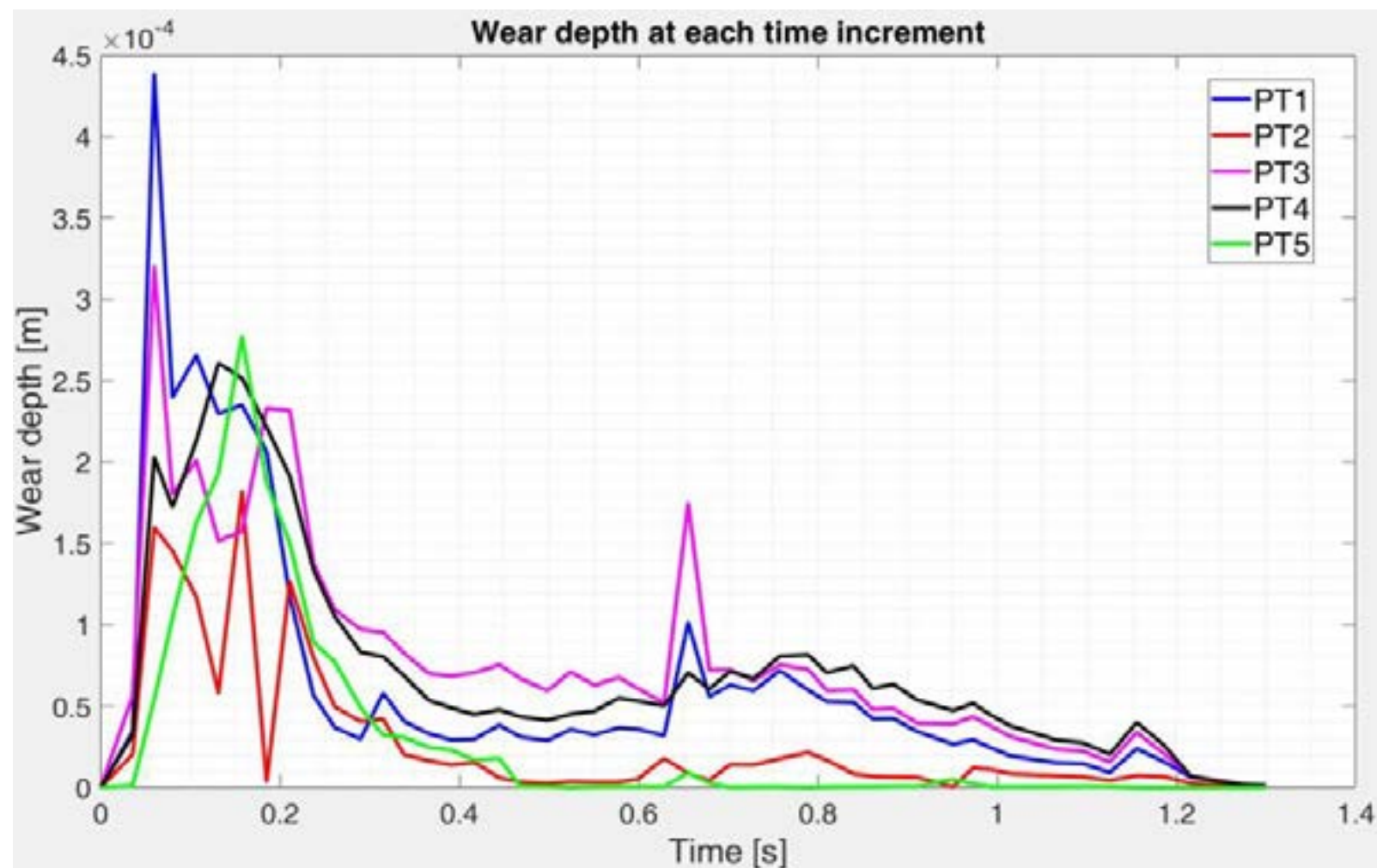


**Figure 11:** Sliding velocity evolution of the tracked particles during numerical simulation.

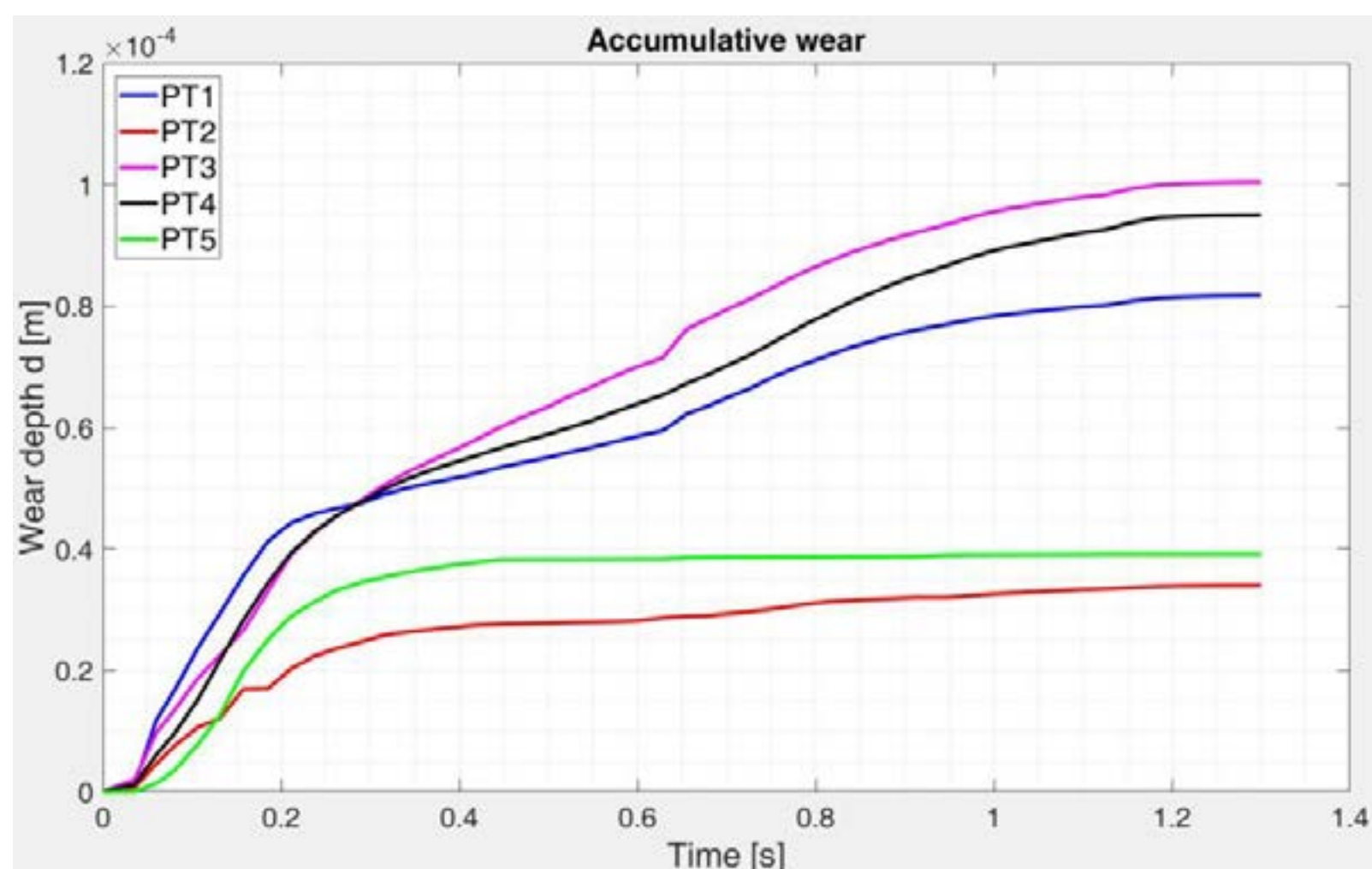
### 3.2.4 INCREMENTAL WEAR

Therefore, based on the results previously presented for each of the particles, and in hands of Equation 2 the resultant wear for each time increment could be calculated. Thus, Figure 12 presents the results for each time increment for the wear calculation not considering the coefficient  $K$ . If the values for each increment are summed during time, it is possible to determine the wear evolution during the process for a single cycle. The results of wear evolution are presented in Figure 13. It is possible to see that the point which presents greater wear is the particle PT3 located at the transition radii of the  $45^\circ$  plane measured. Based on the results previously showed, it is possible to conclude that the contact pressure and the hardness loss due to higher temperatures at this region play an important role at the wear evolution. However, although PT1 is located in a similar region as PT3, the results presented deviation. Further studies should be performed in order to define possible causes for this behavior. Furthermore, PT 4 presents the second region most affected by wear. The particles PT2 and PT5 are the ones which presents lower wear. These points are located near the transition of the square cavity, and presented very low values of temperature and contact pressure. The low temperatures could be explained to the easiness for heat to be extracted at this region due to its proximity to the borders of the dies.





**Figure 12:** Calculated wear depth not considering  $K$  coefficient for each time step of simulation.



**Figure 13:** Wear depth evolution of the tracked particles during numerical simulation.

### 3.3 WEAR COEFFICIENT

Based on the results previously showed it is possible to estimate the  $K$  coefficient at the tracked points during simulation. To that, Equation 1 is modified where  $n$  is considered the number of cycles.

$$K = \frac{d}{n \cdot \int_{t_i}^{t_f} \frac{\sigma_N \cdot \theta}{H(T)} dt} \quad (3)$$

The results for the calculated wear coefficients are presented in Table 1.

**Table 4:** Calculated Archard wear coefficients.

Particle	Archard wear coefficient $K$ [-]
PT1	$2.2099 \times 10^{-3}$
PT2	$6.4773 \times 10^{-3}$
PT3	$2.2707 \times 10^{-3}$
PT4	$2.7489 \times 10^{-3}$
PT5	$7.8162 \times 10^{-3}$

## 4. CONCLUSIONS

This work proposed a methodology to evaluate the surface wear of hot forging dies. Although the calculated values for the Archard wear coefficient presented higher values when compared to the literature, the proposed methodology is reliable and could be implemented for different hot forging process, e.g. different boundary conditions or geometries. As future work and in order to achieve more precise results, a higher quantity of forging cycles should be performed. Furthermore, a numerical simulation which take into account plastic deformation of the dies should be proposed. Thus, a detachment between wear and plastic deformation could be performed.

## ACKNOWLEDGMENT

The authors would like to thank the Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG, German Research Foundation) and CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) for funding the project with the projects-ID 262370983 and BRAGECRIM AUXPE 2203/2015 respectively.

## 5. REFERENCES

1. Bayramoglu, M., H. Polat, and N. Geren, *Cost and performance evaluation of different surface treated dies for hot forging process*. Journal of Materials Processing Technology, 2008. **205**(1-3): p. 394-403.
2. Santaella, M.L., *Thermo-mechanical fatigue of hot forging tools - prediction, analysis and optimization methods through six-sigma*, in *Faculty of Georesources and Materials Engineering*. 2012, RWTH-Aachen: Aachen. p. 200.
3. Grobaski, T., *Preliminary Research for the Development of a Hot Forging Die Life Prediction Model*. 2004, Ohio University.
4. Kannappan, A., *Wear in forging dies--a review of world experience*. Metal Forming, 1970. **37**(1): p. 6-14.
5. *DIN 50320 - Wear terms, Systematic analysis of wear processes, Classification of wear phenomena*. 1979, Deutsches Institut für Normung: Germany.
6. Archard, J., *Contact and rubbing of flat surfaces*. Journal of applied physics, 1953. **24**(8): p. 981-988.
7. Behrens, B.-A., *Finite element analysis of die wear in hot forging processes*. CIRP Annals-Manufacturing Technology, 2008. **57**(1): p. 305-308.
8. Behrens, B.-A., et al. *Advanced finite element analysis of die wear in sheet-bulk metal forming processes*. in *AIP Conference Proceedings*. 2016. AIP Publishing.
9. Choi, C., A. Groseclose, and T. Altan, *Estimation of plastic deformation and abrasive wear in warm forging dies*. Journal of Materials Processing Technology, 2012. **212**(8): p. 1742-1752.
10. Kang, J., et al., *A study on a die wear model considering thermal softening:(I) Construction of the wear model*. 1999. **96**(1-3): p. 53-58.
11. Kang, J., et al., *A study on die wear model considering thermal softening (II): Application of the suggested wear model*. 1999. **94**(2-3): p. 183-188.
12. Abachi, S., M. Akkök, and M. Gökler, *Wear analysis of hot forging dies*. Tribology International, 2010. **43**(1): p. 467-473.
13. Panesar, S.S., *Evaluation of wear coefficient of hot forging dies in hammer forging*, in *Department of Mechanical Engineering*. 2008, Thapar University: Patiala - India. p. 71.
14. Qamar, S., et al., *Regression-based CVN-KIC Models for hot work tool steels*. Materials Science Engineering: A, 2006. **430**(1-2): p. 208-215.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## ESTUDO DA APLICABILIDADE DE CHAPAS DE AÇO DE 22MnB5 COMO MÁSCARAS PROTETORAS PARA AUMENTO DA VIDA ÚTIL DAS FERRAMENTAS NO PROCESSO DE FORJAMENTO

Luana De Lucca de Costa <sup>(1)</sup>

Alberto Moreira Guerreiro Brito <sup>(2)</sup>

André Rosiak <sup>(3)</sup>

Lirio Schaeffer <sup>(4)</sup>

### RESUMO

Os aços baixo carbono ao boro constituem a única classe de aço capaz de formar uma microestrutura totalmente martensítica após a estampagem a quente quando uma ferramenta refrigerada é utilizada, podendo a tensão máxima chegar a 1500 MPa. A proposta deste trabalho é estudar a aplicabilidade de chapas metálicas de 22MnB5 como máscaras de proteção em matrizes de forjamento a quente. Chapas planas de 1,3mm de espessura foram cortadas em geratrizes de 110mm de diâmetro e tratadas termicamente em condições similares a estampagem a quente, de forma direta, e fixadas sobre a matriz de forjamento a quente. Ciclos de 25, 50, 75 e 100 forjamentos foram realizados e a cada ciclo a máscara metálica foi substituída para caracterização. Perfis de microdureza, análises micrográficas, via microscopia óptica e eletrônica, e perfis de perfilometria foram utilizados para determinação da ocorrência de desgaste superficial nas máscaras após cada ciclo de forjamento. Os principais tipos de desgaste superficiais verificados foram o abrasivo e o por deformação plástica. Entretanto, as máscaras demonstraram alta resistência ao desgaste, pois não apresentaram falhas que inviabilizassem seu uso até a condição estudada, ciclo de 100 forjamentos.

**Palavras chave:** Desgaste. Máscaras para matrizes. 22MnB5. Forjamento a quente.

### ABSTRACT

Low boron steels are the only class of steel capable of forming a fully martensitic microstructure after hot stamping when a cooled tool is used, and the maximum stress can reach 1500 MPa. The purpose of this work is to study the applicability of 22MnB5 sheet metal as protective masks in hot forging dies. Sheets of 1.3mm thickness were cut in samples of 110mm in diameter and heat treated in conditions similar to directly hot stamping and placed on the hot forging die. Cycles of 25, 50, 75 and 100 forges were performed and at each cycle the metallic mask was replaced for characterization. Microhardness profiles, micrographic analysis, by optical and electron microscopy, and profilometry profiles were used to determine the occurrence of surface wear on the masks after each forging cycle. The main types of superficial wear were abrasive and plastic deformation. However, the masks showed high resistance to wear and not presented failures that would make them unusable until the studied condition, a cycle of 100 forges.

**Keywords:** Wear. Die masks. 22MnB5. Hot forging process.

<sup>(1)</sup> Engenheira Mecânica. Mestre em Fabricação Mecânica. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil. luana.lucca@ufrgs.br

<sup>(2)</sup> Engenheiro Metalúrgico. Doutor em Fabricação Mecânica. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil.

<sup>(3)</sup> Engenheiro Metalúrgico. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil.

<sup>(4)</sup> Professor Titular. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil.

## 1. INTRODUÇÃO

O maior consumidor de produtos forjados é a indústria automobilística, com uma necessidade anual de 58% de toda a produção mundial. Dados recentes mostram que os maiores produtores mundiais de veículos são China, Estados Unidos, Japão, Alemanha, Coréia do Sul, Índia, México e Brasil, respectivamente em ordem decrescente de produção [1]. Em 2014, o mundo produziu 89,5 milhões de automóveis, em 2015, 91 milhões e, em 2020, a meta é de atingir 100 milhões de carros por ano [2].

Diante disso, projeta-se a crescente absorção de componentes forjados nacional e internacionalmente. Para atender essa demanda, é necessário concentrar-se, principalmente, na pesquisa e desenvolvimento de ferramentas que suportem as tensões, deformações, e gradientes de temperatura que expõem a camada superficial a diversos mecanismos de degradação, tais como, desgaste, fadiga mecânica e a deformação plástica [3]. Considerando que o custo das matrizes de forjamento representa entre 17 e 35% do custo do processo e, indiretamente, pode ser superior a 70% [4].

Os fatores mais comuns que influenciam a vida útil da matriz são a velocidade de deformação, temperatura do forjamento, geometria da peça, atrito entre peça e ferramenta, e o desgaste que é o maior responsável por falhas em ferramentas de forjamento quando o processo é a quente, sendo o resultado de uma interação complexa de variáveis que formam o tribossistema típico do forjamento [4,5].

O desgaste, bem como os outros mecanismos de falha, tem início na superfície das matrizes o que impulsionou o desenvolvimento de tratamentos e técnicas de revestimentos superficiais. Esses, são focados no prolongamento da vida útil das matrizes a partir da modificação das suas propriedades superficiais. A superfície continua exposta aos mecanismos de degradação e após um período maior de uso necessitará de reparos ou substituição [6,7,8].

Diante dos aspectos referidos, desenvolveu-se o projeto de cooperação internacional Brasil-Alemanha intitulado “Evaluation of Sheet Metal Covers to Improve Tool Life in Forging” pertencente ao programa BRAGECRIM (Iniciativa Brasil-Alemanha para Pesquisa Colaborativa em Tecnologia de Manufatura). O projeto tem como objetivo principal o desenvolvimento de máscaras metálicas intercambiáveis, produzidas a partir de chapas de aço, para o revestimento de matrizes de forjamento a quente, auxiliando na conservação dessas matrizes e evitando, assim, o seu desgaste e as deformações plásticas resultantes do choque térmico e das altas tensões originadas a cada peça forjada durante o processo.

Comparado com outros métodos convencionais para prolongando a vida útil da ferramenta, tais como, os diferentes tipos de revestimentos superficiais, as vantagens de aplicação das máscaras sobre a matriz são: 1) as máscaras podem ser fixadas ou substituídas sem a troca da matriz; 2) as máscaras podem ser facilmente substituídas de forma rápida sem prejudicar o tempo de produção [8,9].

Estudos preliminares, realizados via simulação numérica e estampagem incremental, mostram que o aço 22MnB5, quando comparado a outros de alta resistência, tais como, DP600, DC04 e HS6-5-2, é o que apresenta maior potencial para ser utilizado como máscara metálica [9,10,11,12,13]. Ainda, o estudo da viabilidade econômica da utilização de máscaras metálicas feita por Seeliger (2016) apontou que cada máscara deve suportar no mínimo 100 ciclos de forjamento [14].

Aqui, a aplicabilidade de máscaras metálicas de geometria plana de aço 22MnB5, obtidas a partir de tratamento térmico similar ao da estampagem a quente de forma direta, é testada experimentalmente e analisada a partir de ensaios de caracterização mecânica comparativa (perfis de microdureza) e caracterização microestrutural (óptica e eletrônica). Ciclos de 25, 50, 75 e 100 forjamentos foram realizados e a cada ciclo a máscara foi substituída e caracterizada para análise das condições superficiais e da evolução do desgaste.

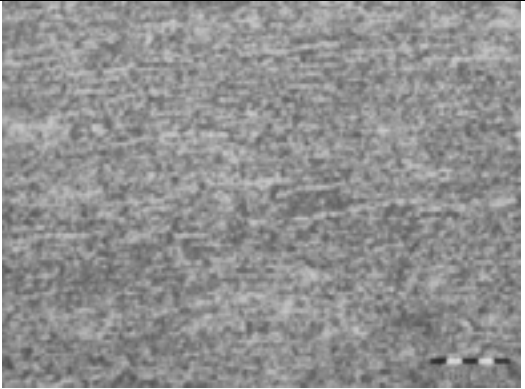


## 2. METODOLOGIA

Nesta pesquisa, geratrizes de 110mm de diâmetro e 1,3mm de espessura do aço boro 22MnB5 foram cortados por cisalhamento de chapas laminadas de 450x450mm. Testes de caracterização inicial do material foram realizados a partir do processo de metalografia convencional para análise por microscopia óptica e eletrônica. Perfis de microdureza foram obtidos em diferentes direções a partir do centro. Os mesmos testes foram utilizados para caracterização pós tratamento térmico e pós utilização como máscaras em matrizes de forjamento. A Tabela 1 apresenta a composição química, obtida por espectrometria, e as propriedades mecânicas resultantes do ensaio de tração a frio.

**Tabela 1.** Composição química em percentual de massa do aço 22MnB5, principais propriedades mecânicas e micrografia.

Composição química (% em massa)							
C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb
0,23	0,21	1,24	0,021	0,002	0,037	0,01	0,002
V	Ti	Cr	Ni	Mo	Sn	B	Ca
0,004	0,046	0,19	0,02	0,00	0,001	0,0039	0,0013
Principais propriedades mecânicas							
Limite de Escoamento				412 MPa			
Limite de Resistência				545 MPa			
Alongamento				24,5 %			



Micrografia óptica da condição inicial, perlita, dureza 184,07HV<sub>0,5</sub>. Nital 2%.

O processo de tratamento térmico das geratrizes de 22MnB5 é mostrado na Figura 1. A geratriz inicialmente com microestrutura perlítica foi aquecida em um forno elétrico Sanchis® do tipo câmara até a temperatura de 1100°C, austenitizado por 420s (7min), transferido e posicionado de forma manual, com o uso de uma ferramenta denominada “tenaz”, entre duas matrizes planas a temperatura ambiente. O contato entre a ferramenta e a geratriz é suficiente para que ocorra a transformação de fase. As matrizes são fabricadas por usinagem do aço H13 e tratadas termicamente (têmpera e revenimento). As matrizes estão acopladas em uma prensa hidráulica de simples efeito, fabricada pela empresa FKL Máquinas Hidráulicas, com capacidade de 6000kN. A prensa não exerce força sobre a geratriz, sendo usada apenas para movimentação da matriz superior.

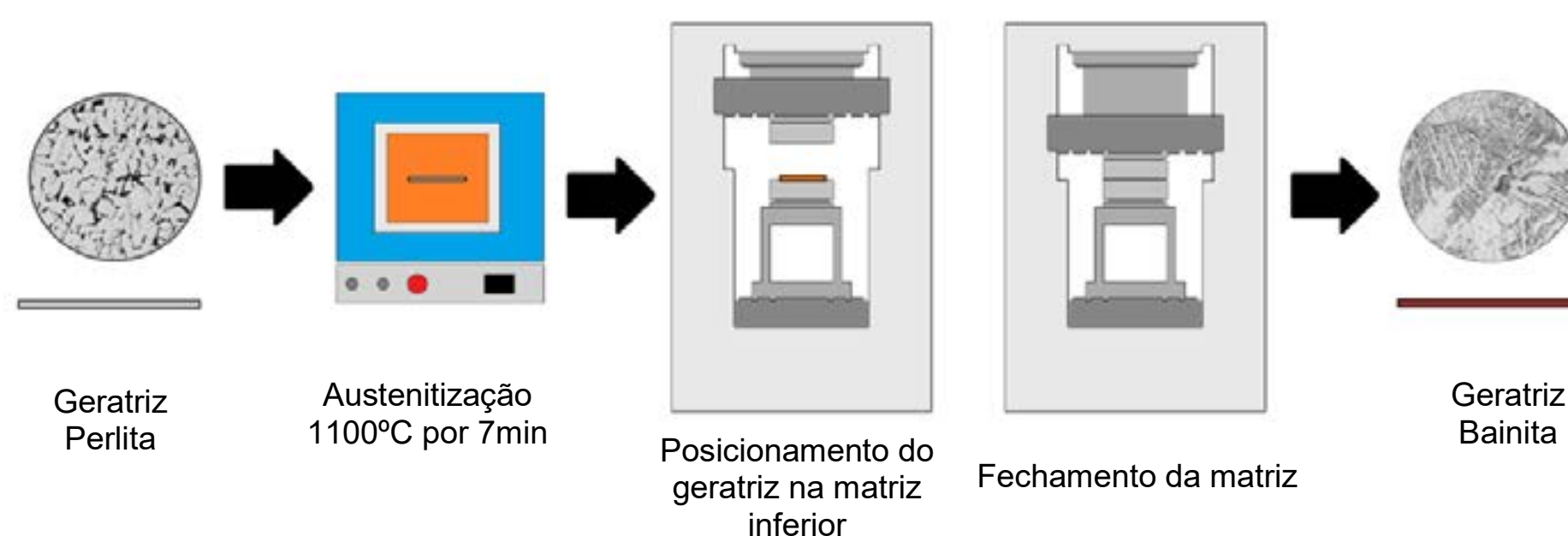
Após o tratamento térmico, as geratrizes, agora denominadas máscaras, foram fixadas sobre as mesmas matrizes planas utilizadas para o tratamento térmico. O processo de forjamento em matriz aberta foi realizado através da compressão, com redução de 50% em altura, dos “billets”. Estes, são fabricados em aço médio carbono, AISI 1045, em geometria cilíndrica de 35mm de diâmetro e altura de 70mm pelo processo de usinagem a partir de barras cilíndricas laminadas de 6m de comprimento e 1 ½” de diâmetro.

Cada processo de forjamento foi realizado em ciclos de forjamento de 25, 50, 75 e 100, totalizando 250 forjamentos. Ao final de cada ciclo a máscara foi substituída e caracterizada. As máscaras foram fixadas apenas sobre a matriz inferior através de um rebaixo de 1,3mm de altura e 110mm de diâmetro usinado na matriz.

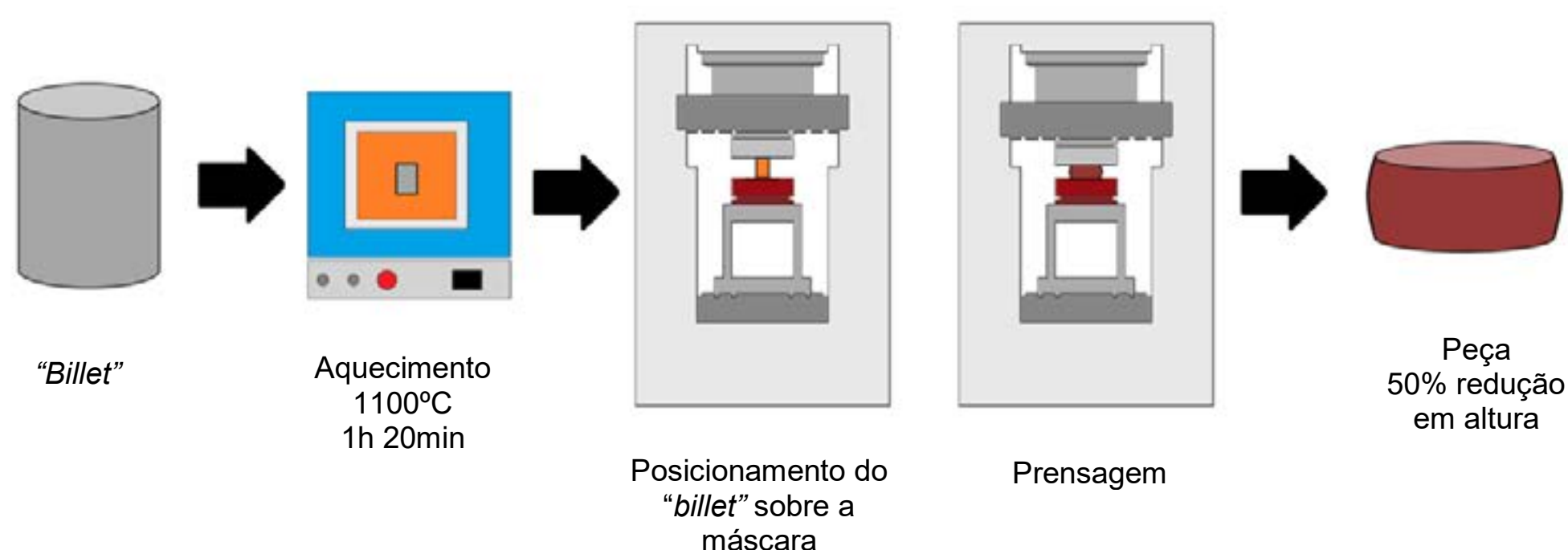
As matrizes e a prensa utilizadas para tratamento térmico do geratriz são as mesmas utilizadas no processo de forjamento em matriz aberta mostrado na Figura 2. A Tabela 2 lista os principais parâmetros do processo de forjamento.

Os perfis de microdureza Vickers foram adquiridos utilizando microdurômetro Insize Hardness Tester ISH-TDV1000, carga 0,5 Kg, em intervalos de 1,25mm, disponível no Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM – UFRGS).

Ensaio de perfilometria foram realizados nas superfícies das máscaras. O equipamento utilizado foi o perfilômetro modelo XP-2 do fabricante Ambios Technology e o software True Surf® para aquisição de dados disponível no Laboratório de Laser e Óptica do Instituto de Física (IF – UFRGS).



**Figura 1.** Demonstração esquemática do processo de tratamento térmico da geratriz de 22MnB5 para obtenção da máscara metálica.



**Figura 2.** Demonstração esquemática do processo de forjamento utilizando a máscara metálica.

**Tabela 2.** Principais parâmetros do processo de forjamento.

<b>Velocidade de prensagem</b>	<b>3,4mm/s</b>
Lubrificante	FORGE EASE 956BR
Temperatura do "billet"	1100°C
Temperatura da matriz superior	Ambiente
Temperatura da matriz inferior	280°C

Para avaliação da microestrutura do material antes e após o processo de estampagem, foram utilizadas técnicas de metalografia convencional na seção transversal da peça. Após o embutimento, as amostras foram lixadas em duas lixas de 600 $\mu$ m e 800 $\mu$ m. A cada mudança de lixa foi alterado o sentido do lixamento em 90° e foi feita a limpeza em água corrente das amostras. Depois de lixadas, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 1 e 0,3  $\mu$ m, e o ataque químico para revelação microestrutural foi realizado com Nital 2%. As peças foram analisadas em um microscópio óptico da marca Olympus, modelo Gx51.

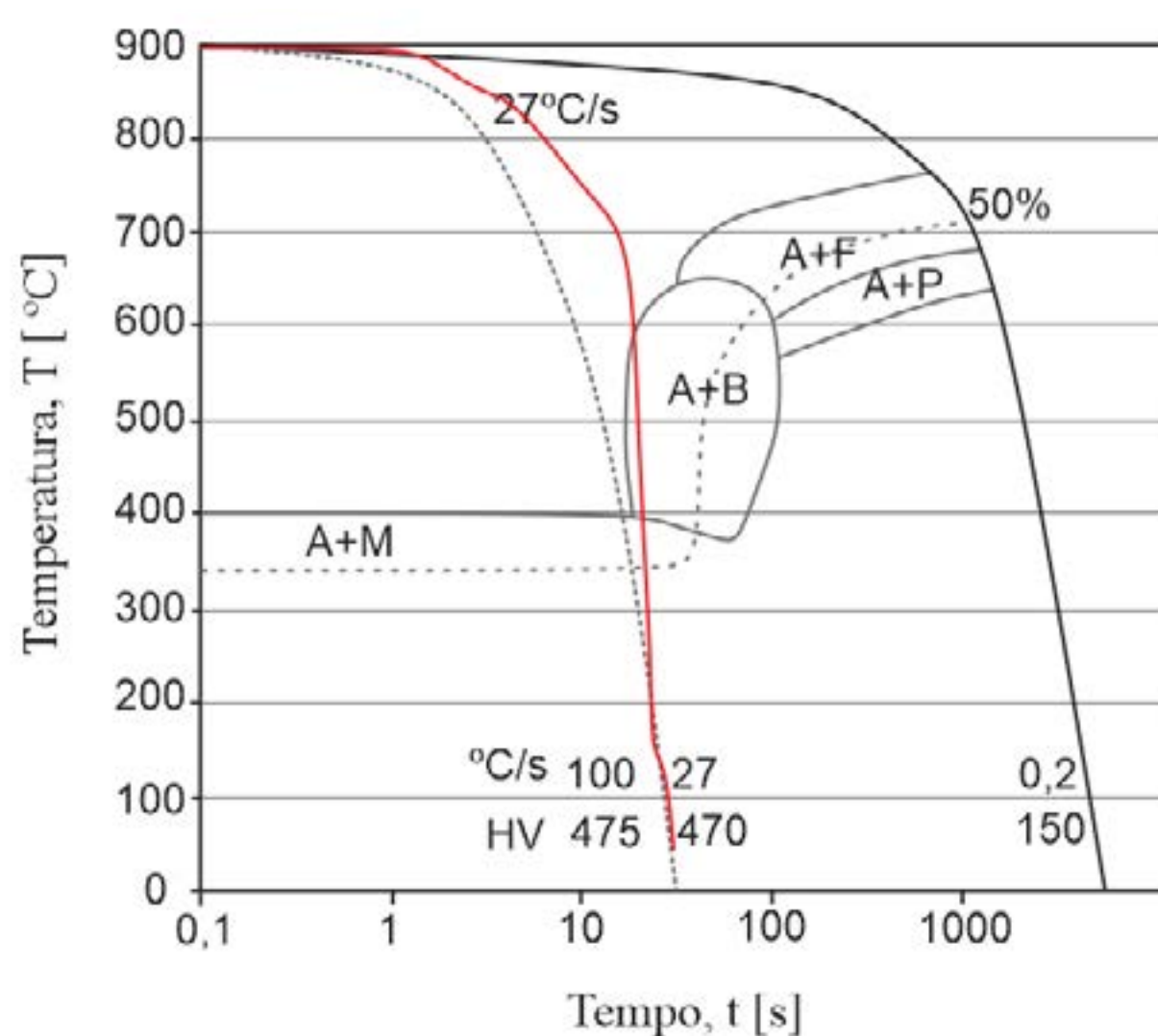
A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizada para captação de imagens da microestrutura formada após os processos de tratamento térmico das geratrizes e após sua utilização como máscaras sobre as matrizes de forjamento. O equipamento utilizado foi o Microscópio Eletrônico de varredura Zeiss EVO MA 10 disponível no Laboratório de Processamento Mineral (LAPROM – UFRGS).



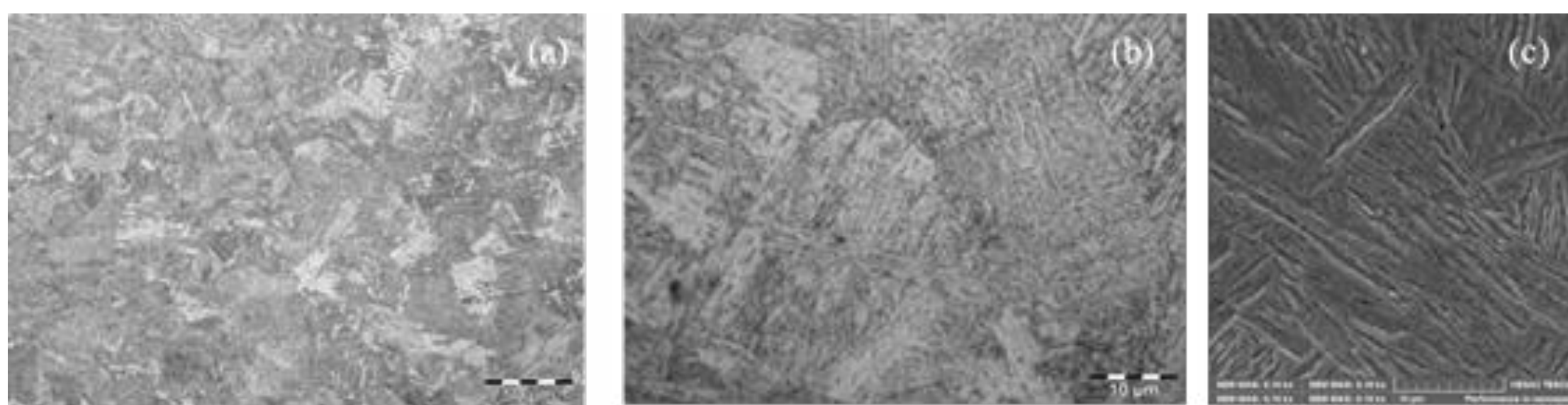
### 3. RESULTADOS

A micrografia óptica da condição recebida, Tabela 1, mostra que o aço possui microestrutura ferrítica com distribuição homogênea de pequenas partículas de perlita típica dos aços baixo carbono. Ainda, o perfil de microdureza indica valores entre 163HV<sub>0,5</sub> e 206HV<sub>0,5</sub>, tendo média de 184HV<sub>0,5</sub>, podendo ser considerado um perfil homogêneo. Segundo Naderi, et al. (2008), estes valores de microdureza são característicos de aços baixo carbono de microestrutura ferrítica. Os grãos estão alinhados em morfologia típica do processo de laminação.

Após o contato entre a geratriz, entre 725° e 665°C, e a matriz fria, a taxa de extração de calor da chapa aumenta, é razoável supor que durante o processo de estampagem a velocidade de resfriamento do material esteve situada entre as curvas de resfriamento de 27° e 15°C/s, onde ocorre a transformação bainítica, conforme o diagrama mostrado na Figura 3. Na abertura das matrizes a temperatura na superfície chapa era entre 350° e 416°C, resfriando ao ar a partir desta temperatura. A partir da curva de resfriamento apresentada na Figura 3 é possível perceber que o tratamento do material ocorreu dentro do campo A+B (austenita e bainita), sendo que o resfriamento a partir deste ponto acontece ao ar, a microestrutura formada é bainita superior mais perlita, como observado nas micrografias apresentadas na Figuras 4.



**Figura 3.** Curva de resfriamento média (vermelha) para a chapa de aço 22MnB5 aquecidas a 1100°C até o momento do fechamento das matrizes.



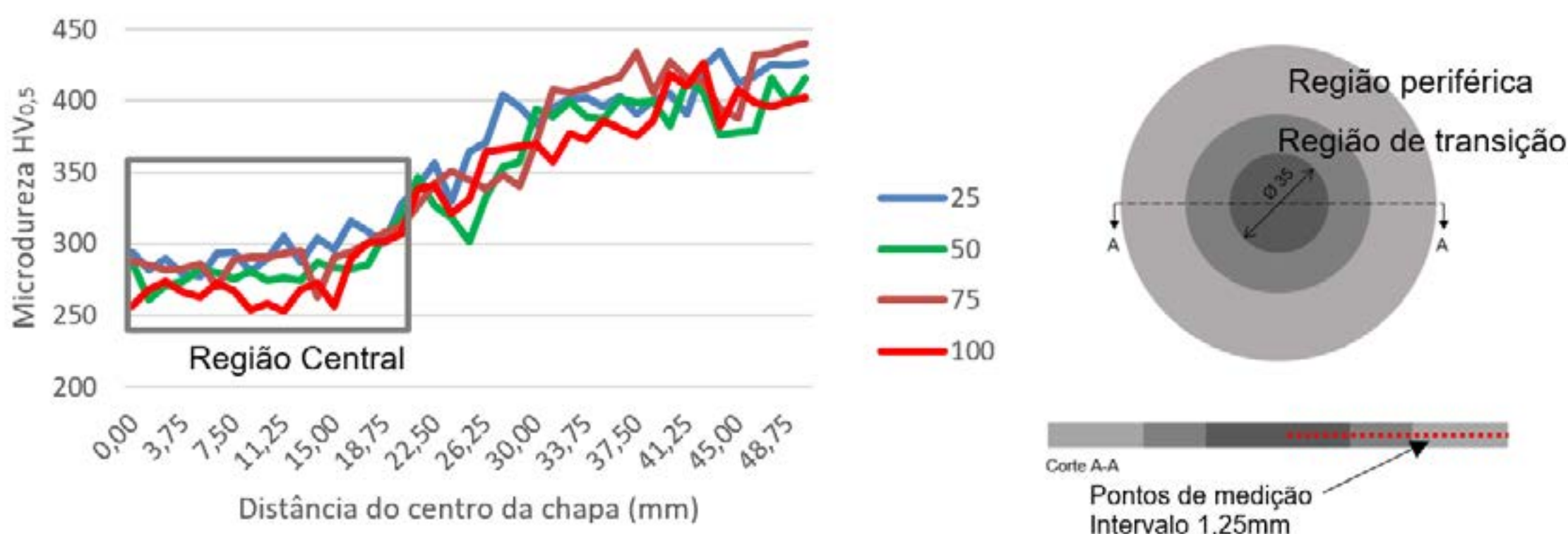
**Figura 4.** Micrografias, Nital 2%: Centro da máscara: (a) micrografia óptica, magnificação 500x; (b) micrografia óptica, magnificação 1000x; e (c) micrografia eletrônica, magnificação ~6000x.

Ainda, as medidas do perfil de microdureza indicam dureza média de 416 HV<sub>0,5</sub>, sendo a

mínima 358 e a máxima 460 HV<sub>0,5</sub>. Quando comparadas aos estudos de Naderi, et al. (2008) e Souza (2013) é confirmado que a taxa de resfriamento não foi suficientemente rápida para formação da estrutura martensítica, sendo que nas imagens mostradas nas Figura 4a e 4b, a formação ferrítica acicular típica da bainita superior que é confirmada quando na análise da Figura 4c. Ainda, em menor magnificação mostra que a formação ferrítica acicular é homogênea e não apenas pontual na amostra.

Neste estudo, buscou-se a transformação bainítica pela alta resistência mecânica aliada a maior tenacidade quando comparada a martensita, o que facilitaria a acoplamento da “die mask” na matriz de forjamento e a tornaria menos suscetível ao impacto e as altas deformações típicos do processo de forjamento.

A Figura 5 mostra o gráfico comparativo dos valores do perfil de microdureza para as máscaras após cada um dos ciclos de forjamento. No gráfico, são mostradas as 40 medições que compõem o perfil de microdureza, sendo que primeiro ponto é no centro da máscara e último no ponto mais externo da região periférica. Claramente, ocorre a redução dos valores de dureza na zona de contato constante entre o billet e a máscara (região central), sendo esta redução progressiva conforme o aumento do número de forjamentos que ocorreram sobre a máscara. Esta redução pode ser atribuída aos ciclos térmicos gerados pelas diferenças de temperatura durante o forjamento causando mudança fase. A região de transição corresponde a zona formada pela falta de centralização no posicionamento do billet, essa região é melhor visualizada na Tabela 3.

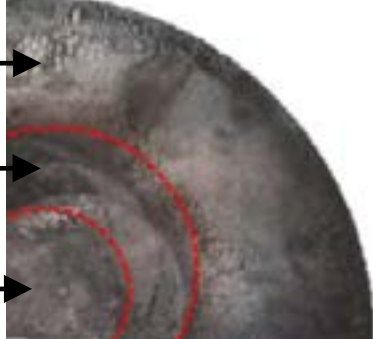


**Figura 5.** Perfil de microdureza Vickers das máscaras após forjamento.

**Tabela 3.** Rugosidade média (Ra) e Rz inicial e após cada ciclo de forjamento da região central da máscara.

Rugosidade Ra e Rz (ISO 4287)						
Ciclos de forjamento	de	0	25	50	75	100
Ra		0,271	0,278	0,538	0,649	0,758
Rz		0,981	1,071	1,071	2,057	2,409

Região periférica	→	
Região de transição	→	
Região Central	→	

Indicações sobre a máscara após 25 ciclos de forjamento.

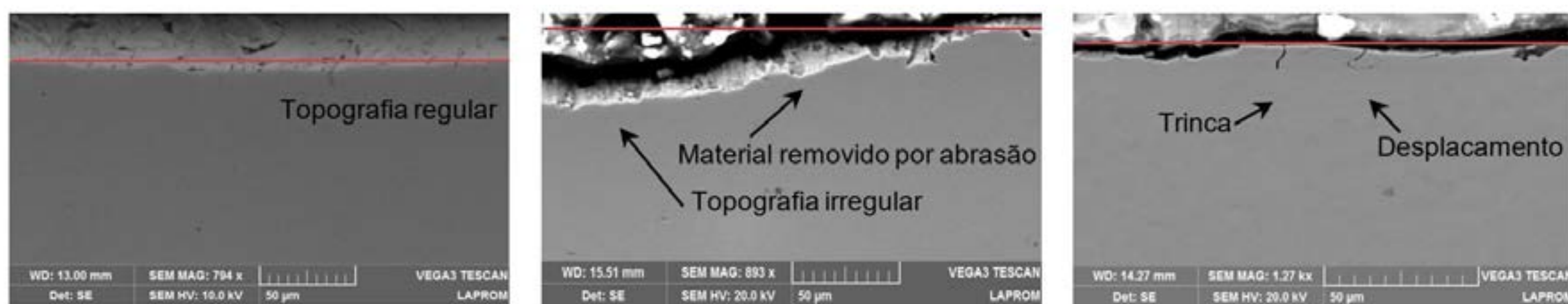
Os resultados do ensaio de perfilometria, em valores de rugosidade média (Ra) e Rz, indicam a remoção gradual de material e perda da qualidade superficial com o aumento do número de



forjamentos, sendo significativa a partir dos 50 forjamentos.

A Figura 8 mostra imagens de obtidas via MEV da máscara antes dos forjamentos, após 25 e 100 forjamentos. Foi adicionada uma marcação, em vermelho, como referencial para análise da topografia superficial e a progressiva remoção de material. Na Figura 8a é mostrada a superfície da máscara antes do forjamento onde é possível verificar que a máscara apresentava superfície regular, já a Figura 8b mostra a superfície da máscara após 25 forjamentos. Após o primeiro ciclo de forjamento é possível observar que a máscara apresenta características de desgaste abrasivo. Esse tipo de desgaste se dá pela ação de dois corpos, deixando marcas e riscos formados paralelamente à direção de deslocamento das partículas. Juntamente com o desgaste abrasivo podem ocorrer outros mecanismos, chamados de micromecanismos, estes dão origem a deformação plástica.

A superfície da máscara após 100 forjamentos é mostrada na Figura 8c. É possível verificar que houve a deformação plástica da superfície, indicada pela formação de trincas superficiais. Nos processos de forjamento, esse tipo de desgaste ocorre quando a tensão na matriz ultrapassa a tensão de escoamento do material. Considerando, a espessura da máscara, aos ciclos térmicos a que foi submetida durante o processo de forjamento e o perfil de microdureza mostrado na Figura 5 é coerente o aparecimento do desgaste por deformação plástica neste ciclo. É importante ressaltar que a máscara não sofreu nenhuma falha que impossibilitasse seu uso.



**Figura 6.** Perfil superficial das máscaras via microscopia eletrônica: (a) máscara antes do forjamento; (b) 25 forjamentos; (c) 100 forjamentos. A marcação — é um referencial para análise da topografia superficial.

#### 4. CONCLUSÕES

A aplicação de chapas metálicas de aço boro 22MnB5 como máscaras de proteção em matrizes de forjamento a quente foi proposta e analisada, sendo as principais conclusões:

- No tratamento térmico das geratrizes a formação de bainita inferior foi obtida;
- O aumento no número de forjamentos causou a redução progressiva dos valores de dureza das máscaras;
- Os aumentos dos valores de rugosidade Ra e Rz demonstram a remoção de material superficial;
- As imagens obtidas por microscopia eletrônica demonstram progressão do desgaste superficial de abrasivo para trincas causadas por deformação plástica;
- Até o ciclo de 100 forjamentos a máscara não apresentou falhas que inviabilizassem sua utilização.

#### AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem as agências de fomento: Capes (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pelo financiamento do programa BRAGECRIM (2203/2015); ao CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico) e a FAPERGS (Fundação de Amparo à pesquisa do Estado do RS) pelas bolsas de pesquisa.

## REFERÊNCIAS

- [1] Pereira, M. H., Souza, R. M. e Souza, T. S, 2016. Desgaste do punção de forjamento a quente – mecanismos de desgaste. In XIV Simpósio Internacional de Engenharia Automotiva.
- [2] OICA, 2015. OICA members represent the global auto industry that drives economic progress. Fonte: Organisation Internationale des Constructeurs d'Automobiles: [www.oica.net/](http://www.oica.net/)
- [3] Hawryluka, M., Gronostajkia, Z., Kaszubaa, M., Polaka, S., Widomskia, P., Smolikb, J., & Ziembaa, J., 2017. Analysis of the wear of forging tools surface layer after hybrid surface treatment. International Journal of Machine Tools & Manufacture, p. 60-71.
- [4] Santaella, M. L, 2013. Thermo-mechanical fatigue of hot forging tool prediction, analys and aptimization methods through six-sigma. Aachen, Germany: Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik - IWT Aachen.
- [5] Behrens, B. A, 2008. Finite Element analysis of die wear in hot forging process. In Cirp Annals 2008 - Manufacturing Technology.
- [6] Altan, T., Ngaile, G. e Shen, G., 2005. Cold and Hot Forging - Fundamentals and Applications. ASM International, Ohio.
- [7] Arai, T., 2015. The thermo-reactive deposition and diffusion process for coating steels to improve wear resistance. Thermochemical surface engineering of steels, p. 703-775.
- [8] Hawryluk, M., 2016. Review of selected methods of increasing the life of forging tools in hot die forging processes. Archives of Civil and Mechanical Engineering, p. 845-866.
- [9] Yingyan, Y., Zottis, J., Wolfgarten, M., Hirt, G, 2019. Investigation of applying protective sheet metal die covers for hot forging dies on a cross-forging geometry. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.
- [10] Segebade, E. T., 2014. Numerische Simulationen und Grundlagenversuche zur Implementierung einer austauschbaren Blechschuttschicht für Schmiedegesenke. Masters. Aachen, Germany: Mechanical Engineering Department - RWTH Aachen University.
- [11] Rosenstock, D., Segebade, E. T. e Hirt, G., 2015. First experimental and numerical study on the use of sheet metal die covers for wear protection in closed-die forging. Key Eng Mater, p. 266-271.
- [12] Wolfgarten, M., Yingyan, Y., Rosenstock, D. e Hirt, G., 2015. Influence of the die geometry on the application of a sheet metal cover for wear protection in closed-die forging. In Proceedings of 35<sup>o</sup> SENAFOR, Porto Alegre-Brazil.
- [13] Zottis, J., Costa, L. L. Rocha, A. S. e Schaeffer, L., 2017. Forjamento a quente com Máscaras Metálicas como Revestimento Superficial. Revista Ferramental, N°. 77, p. 7-14.
- [14] Seeliger, A., 2016. Übertragung des Konzepts der Gesenkmaske auf einen industriellen Anwendungsfall. Bachelor (Bachelor). Aachen, Germany: Mechanical Engineering Department - RWTH Aachen University.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## LEVANTAMENTO DE DADOS PARA SIMULAÇÃO NUMÉRICA DE PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA NA LIGA TiAl6V4: CURVA DE ESCOAMENTO E CONDIÇÕES DO PROCESSO

Alberto Moreira Guerreiro Brito<sup>(1)</sup>

Luana De Lucca De Costa<sup>(2)</sup>

Lirio Schaeffer<sup>(3)</sup>

### RESUMO

Este trabalho é parte de um projeto cujo objetivo principal é realizar um estudo teórico-experimental envolvendo a previsão da evolução microestrutural da liga de titânio TiAl6V4, durante forjamento a quente, através de simulação numérica utilizando o método dos elementos finitos. São apresentadas curvas de escoamento em diferentes condições de temperatura e taxa de deformação e valores quantitativos para o atrito e coeficientes de transferência de calor. Estes parâmetros são necessários para alimentar programas de elementos finitos para simular processos de formação de metais e estudar a evolução da microestrutura. É mostrado que as curvas de escoamento podem ser ajustadas ao modelo de Ludwik-Hollomon. O atrito é relativamente alto devido a forte oxidação do material a temperatura elevada. Os coeficientes de transferência de calor são relativamente baixos devido a baixa condutibilidade térmica do titânio e também devido a oxidação da superfície a alta temperatura.

**Keywords:** Ligas de titânio, Curvas de escoamento, Atrito, Forjamento a quente, Coeficientes de transferência de calor.

### 1. INTRODUÇÃO

Para projetar adequadamente um processo de forjamento é necessário de conhecimento de diversas propriedades do material bem como diversos parâmetros do processo. A curva de escoamento é, sem dúvida a mais importante propriedade a ser conhecida a cerca do material. Quanto ao processo, tem-se o atrito e os coeficientes de troca de calor como parâmetros fundamentais a serem conhecidos. Este trabalho é parte de um projeto cujo objetivo é a realização de um estudo teórico e experimental da evolução da microestrutura da liga de titânio TiAl6V4 (6% de alumínio e 4% de vanádio) submetida a condições de forjamento a quente. Neste artigo são apresentados resultados iniciais que envolvem o levantamento da curva de escoamento em diferentes condições de temperatura e taxa de deformação, a determinação do fator de atrito na interface peça/matriz e dos coeficientes de troca de calor entre a peça e a matriz e entre a peça e o ambiente. Os parâmetros relacionados a previsão da evolução microestrutural envolvem a realização de um abrangente estudo metalográfico das amostras ensaiadas em diferentes condições e o estabelecimento de relações entre as microestruturas obtidas e as respectivas curvas de escoamento. Essa etapa do projeto encontra-se em fase inicial e poderá ser apresentada em futuros trabalhos.

<sup>(1)</sup> Engenheiro Metalúrgico, Doutor em Engenharia, Pesquisador do LdTM/UFRGS, brito@ufrgs.br

<sup>(2)</sup> Engenheira Mecânica, Mestre em Engenharia, Pesquisadora do LdTM/UFRGS,

<sup>(3)</sup> Engenheiro Metalúrgico, Doutor em Engenharia, Coordenador do LdTM/UFRGS

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Entre as ligas de titânio, a TiAl6V4 é a mais utilizada. Embora a principal utilização seja a indústria aeronáutica, essa liga também é bastante utilizada em outras áreas, tais como, médica, esportiva, bélica, etc.

Devido a sua importância as ligas de titânio são largamente estudadas desde a década de 1970. Pesquisadores tais como Gehardt e Knorr (1973), Modin e Modin (1974), Liebig e Nagel (1975), Glazioglu et al. (1976) e Coyne (1977) estudaram a metalurgia física das ligas de titânio, suas microestruturas e curvas de escoamento obtidas em diferentes condições. A contribuição desses e de muitos outros autores foi consolidada nos trabalhos de Donachie Jr. (2000), Leyens e Peters (2003) e Lütjering e Williams (2007). Trabalhos com o objetivo de obter peças específicas na liga TiAl6V4 foram desenvolvidos por Schaeffer (1982), Schaeffer and Brito (1986, 2006), Brito (1988) and Brito et al. (2008).

Nos últimos anos, a evolução microestrutural de diversos materiais em função dos parâmetros do processo tem sido amplamente estudada, visando obter modelos matemáticos capazes de prever o desenvolvimento de fenômenos metalúrgicos, como recuperação, recristalização e crescimento de grãos. Estudos sobre a previsão da evolução microestrutural das ligas de titânio e, principalmente, da liga TiAl6V4, não é encontrada nas principais bases de dados de pesquisas científicas da área metalúrgica. No entanto, é possível utilizar as mesmas metodologias utilizadas por diversos autores para estudar a evolução microestrutural de outros materiais, como por exemplo, Suárez et al. (2015), Cutrim et al. (2016), Schwich et al. (2016), Souza e Balancin (2016), Souza et al. (2014) e Ravi et al. (2019).

O titânio puro pode se apresentar sob duas formas alotrópicas: a fase  $\alpha$  (hexagonal compacta) e a fase  $\beta$  (cúbica de corpo centrado). A fase  $\alpha$  é estável até a temperatura de 882°C e a fase  $\beta$  desta até a temperatura de fusão. Em função disso as ligas de titânio costumam ser classificadas em  $\alpha$ ,  $\beta$ , ou  $\alpha+\beta$ , dependendo da fase prevalente a temperatura ambiente. A liga TiAl6V4 é uma liga  $\alpha+\beta$ . Os 6% de alumínio estabilizam a fase  $\alpha$  resultando em um aumento da temperatura da transformação  $\alpha \Rightarrow \beta$  para cerca de 984°C e em um aumento da resistência a alta temperatura. Os 4% de vanádio também aumentam a resistência formando uma solução sólida substitucional e estabilizando a fase  $\beta$  a temperatura ambiente [Brito (1986)].

Os fundamentos teóricos e metodologias utilizadas neste trabalho para obtenção das curvas de escoamento, do fator de atrito e dos coeficientes de troca de calor são descritas em detalhes por Geier et al. (2004) e Schaeffer et al. (2005).

## 3. MATERIAIS E MÉTODOS

A composição química da liga TiAl6V4 utilizada neste trabalho é mostrada na Tabela 1 que também apresenta a composição especificada pela norma ASTM B 381-78.

Tabela 1 – Composição química da liga TiAl6V4

Elemento	Al	V	N <sub>max</sub>	H <sub>max</sub>	Fe <sub>max</sub>	O <sub>max</sub>	C <sub>max</sub>	Outros <sub>max</sub>
Norma ASTM B 381-78 (%)	5,50-6,75	3,50-4,50	0,05	0,0125	0,40	0,2	0,1	0,4
Material utilizado neste trabalho (%)	6,50	4,20	0,008	0,002	0,17	0,16	0,01	0,15*

\* Obtido pelo balanço do Ti (88,80%)

As curvas de escoamento apresentadas neste trabalho foram obtidas através do ensaio de compressão de corpos de prova cilíndricos com 30mm de altura e 20mm de diâmetro. Os Ensaio foram realizados em uma máquina servo hidráulicas nas temperaturas de 200, 400, 600, 800, 900 e 1000°C e taxas de deformação de 0,1, 1,0 e 10,0s<sup>-1</sup>. Os resultados foram ajustados ao modelo de escoamento de Ludwik-Hollomon de acordo com a Equação 1.



$$\sigma = C \cdot \varepsilon^n \quad (1)$$

onde  $\sigma$  é a tensão efetiva,  $\varepsilon$  é a tensão efetiva,  $C$  é o coeficiente de resistência e  $n$  é o coeficiente de encruamento. O ajuste a equação de Ludwik-Hollomon é necessário para permitir a introdução das curvas de escoamento em programa de simulação no qual isto é feito inserindo as constantes  $C$  e  $n$  do modelo com função da temperatura e da taxa de deformação. O modelo de Ludwik-Hollomon não é válido quando  $\varepsilon = 0$  porque, nesse caso,  $\sigma = 0$  o que não está de acordo com a realidade física. Assim, o valor da tensão efetiva quando  $\varepsilon = 0$ , usualmente denominada de tensão efetiva inicial, deve ser informada separadamente.

Neste trabalho o atrito é descrito pelo fator de atrito interfacial ( $m$ ) e determinado através do teste do anel plano. Para determinação do fator de atrito foram efetuados testes com anéis de 12mm de diâmetro externo, 6mm de diâmetro interno e 4mm de espessura. O valor do fator de atrito é determinado usando uma técnica de calibração inversa, na qual os resultados experimentais são comparados com curvas de calibração previamente obtidas, através da simulação numérica do ensaio, para diferentes valores do atrito  $m$ . O programa de simulação utilizado usa o método de elementos finitos. Para execução dos testes, as amostras foram aquecidas a 1150°C e comprimidas entre ferramentas planas fabricadas em Inconel 750 a 600°C. Foram realizadas compressões para 20, 40 e aproximadamente 56% em altura, quando a força máxima da máquina de ensaios foi atingida.

Os principais parâmetros que controlam as trocas de calor durante o processo de forjamento são a emissividade da superfície da peça forjada ( $\xi$ ), o coeficiente de troca de calor por convecção entre a peça e o ambiente ( $h$ ) e o coeficiente de troca de calor entre a peça e a matriz ( $k$ ). Esses parâmetros são determinados através de com técnica de calibração inversa combinando simulações e experimentos. Esse procedimento é análogo ao utilizado para determinação do fator de atrito.

Os parâmetros relativos as trocas de calor foram determinados com o material inicialmente aquecido a 1150°C. O coeficiente  $h$  foi determinado através da Equação (2), considerando a temperatura ambiente igual a 30°C. Para determinação da emissividade foi utilizado um corpo de prova com 40mm de diâmetro e 40mm de altura com um termopar tipo K inserido em seu centro. O corpo de prova foi aquecido a 1150°C por 30 minutos em um forno elétrico tipo câmara e então resfriado ao ar, sendo registrada a curva de resfriamento. Para encontrar o valor correto de  $\xi$  a curva experimental foi comparada com curvas simuladas para diferentes valores de emissividade.

Para determinar o coeficiente  $k$ , um corpo prova com as mesmas dimensões e um termopar tipo K inserido em seu centro foi aquecido a 1150°C. Após 30 minutos na temperatura o corpo de prova foi transferido para a máquina de ensaios e deformado 10% em altura de modo a garantir um contato efetivo com as ferramentas. As ferramentas utilizadas foram as mesmas empregadas para determinação do fator de atrito. A curva de resfriamento foi registrada e comparada com curvas simuladas para diferentes valores de  $k$ , de modo a determinar o valor correto.

#### 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 mostra as curvas de escoamento obtidas nas temperaturas de 200, 400, 600, 800, 900 e 1000°C, com taxa de deformação de 0,1s<sup>-1</sup>. As Figuras 2 e 3 mostram, respectivamente, as curvas para taxas de deformação de 1,0 e 10,0s<sup>-1</sup>, nas mesmas temperaturas.

A Tabela 1 resume os resultados para o ajuste das curvas pelo modelo de Ludwik-Hollomon para cada condição. Na tabela são mostrados os valores de  $C$ ,  $n$ ,  $\sigma_0$  (tensão efetiva inicial) e  $R^2$  (quadrado coeficiente de correlação de Pearson), que dá uma medida da qualidade do ajuste. É também mostrada a faixa de validade do ajuste em função da deformação efetiva ( $\varepsilon$ ).

Nas condições em que o material exibe amolecimento, o ajuste foi feito a partir da tensão máxima observada (tensão de pico,  $\sigma_p$ ). A partir da deformação  $\varepsilon_p$ , correspondente a tensão de pico, o material apresenta recristalização dinâmica. O ajuste pelo modelo de Ludwik-Hollomon foi melhor para as curvas obtidas nas temperaturas mais altas e menores taxas de deformação. Isto pode ser explicado pelo fato de que, sob essas condições, as curvas mostram picos de início de recristalização dinâmica menos pronunciados. As curvas obtidas a 200 e 400°C também apresentam um bom ajuste

para a Equação (1) porque, nessas temperaturas muito baixas, o material não exibe recristalização e o encruamento é o fenômeno dominante.

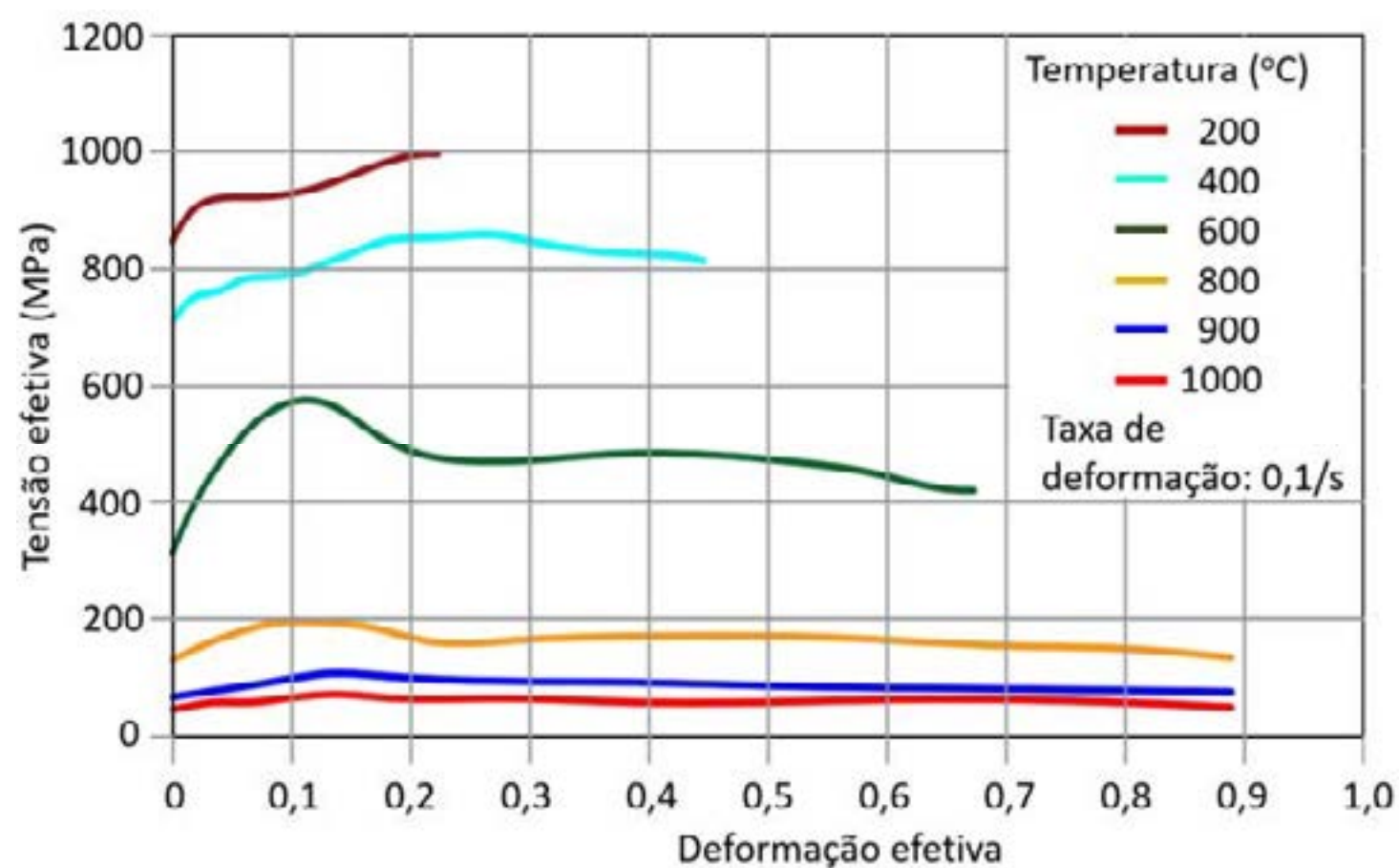


Figura 1. Curvas de escoamento em diferentes temperaturas e taxa de deformação de 0,1s<sup>-1</sup>.

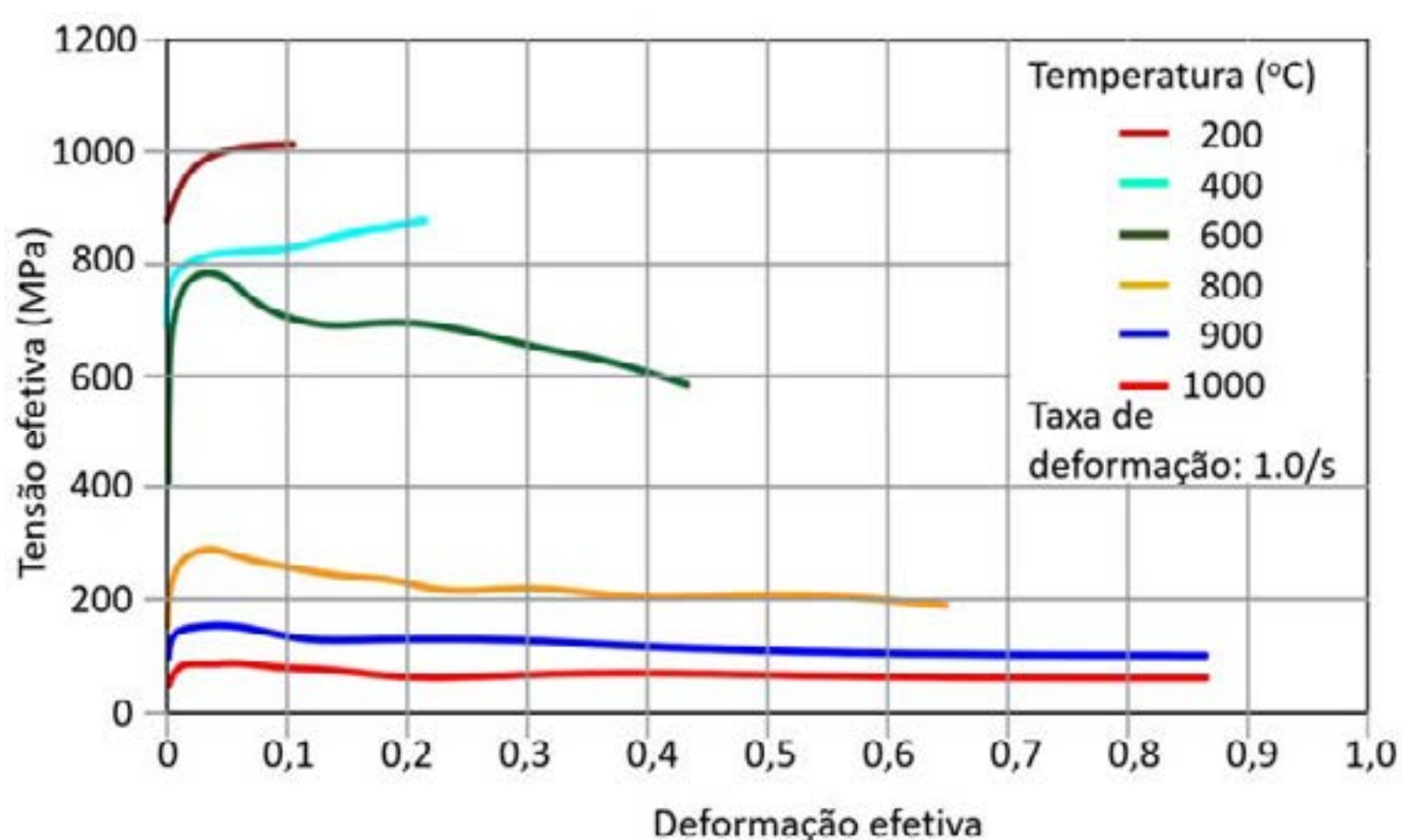


Figura 2. Curvas de escoamento em diferentes temperaturas e taxa de deformação de 1,0s<sup>-1</sup>.

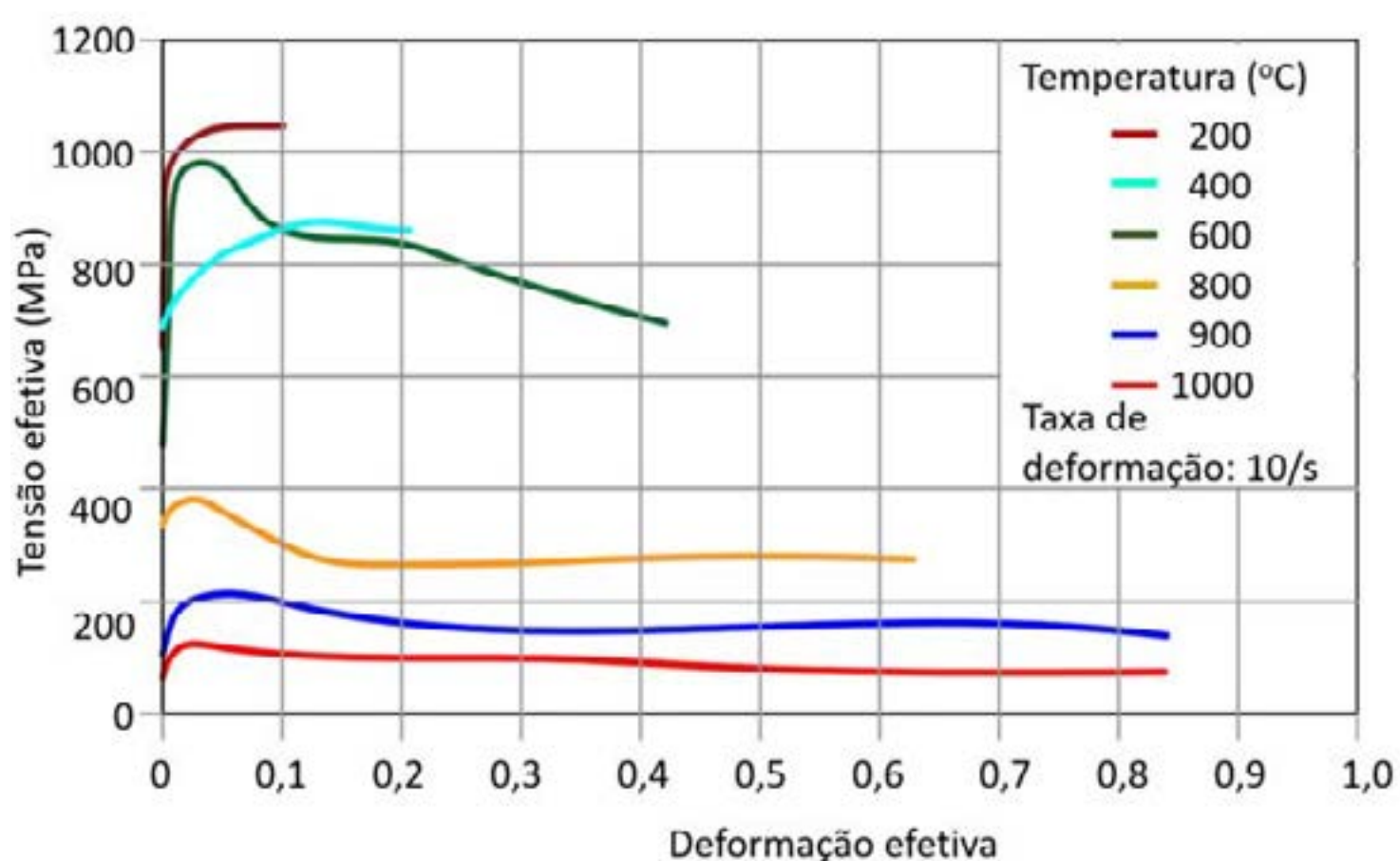


Figura 3. Curvas de escoamento em diferentes temperaturas e taxa de deformação de 10,0s<sup>-1</sup>.



Tabela 1. Valores de  $C$ ,  $n$ ,  $\sigma_0$ ,  $R^2$  e faixa de validade em função da deformação efetiva para ajuste pelo modelo de Ludwik-Hollomon para cada condição experimental.

Taxa de deformação (1/s)	Temperatura (°C)	Faixa de validade em função de $\epsilon$	$\sigma_0$ (MPa)	$C$ (MPa)	$n$	$R^2$
0,1	200	0 – 0,1	896	1000,1	0,0158	0,9912
	400	0 – 0,2	738	911,8	0,0343	0,9393
	600	0,1 – 0,4	327	418,3	-0,138	0,7093
	800	0,1 – 0,7	135	153,5	-0,104	0,6592
	900	0,12 – 0,8	70	78,1	-0,173	0,9813
	1000	0,12 – 0,8	48	56,0	-0,118	0,6575
1,0	200	0 – 0,1	907	1139,7	0,0333	0,9856
	400	0 – 0,2	713	965,9	0,0426	0,9698
	600	0,017 – 0,4	425	645,9	-0,056	0,9474
	800	0,04 – 0,6	202	186,1	-0,148	0,9744
	900	0,04 – 0,8	101	102,5	-0,138	0,9498
	1000	0,05 – 0,8	50	60,3	-0,127	0,8029
10,0	200	0 – 0,1	909	113,9	0,0326	0,9919
	400	0 – 0,2	778	931,7	0,0275	0,9212
	600	0,04 – 0,4	425	608,5	-0,085	0,9316
	800	0,06 – 0,6	158	183,5	-0,153	0,9800
	900	0,04 – 0,78	106	102,7	-0,138	0,9402
	1000	0,04 – 0,81	56	60,9	-0,108	0,6980

Para determinação do fator de atrito, os pontos experimentais obtidos foram plotados sobre as curvas de calibração obtidas através de simulação numérica usando o programa I-Form. Assim, o valor do fator de atrito foi estimado em  $m=0,6$ , o que é um valor significativamente alto para um processo de forjamento. Isto pode ser explicado pela forte oxidação que o material sofre a alta temperatura e que se desprende do corpo de prova durante a deformação, produzindo detritos. Isso faz com que as superfícies se comportem como se tivessem uma alta rugosidade, gerando um alto atrito. A figura 4 mostra as curvas de calibração e os pontos experimentais.

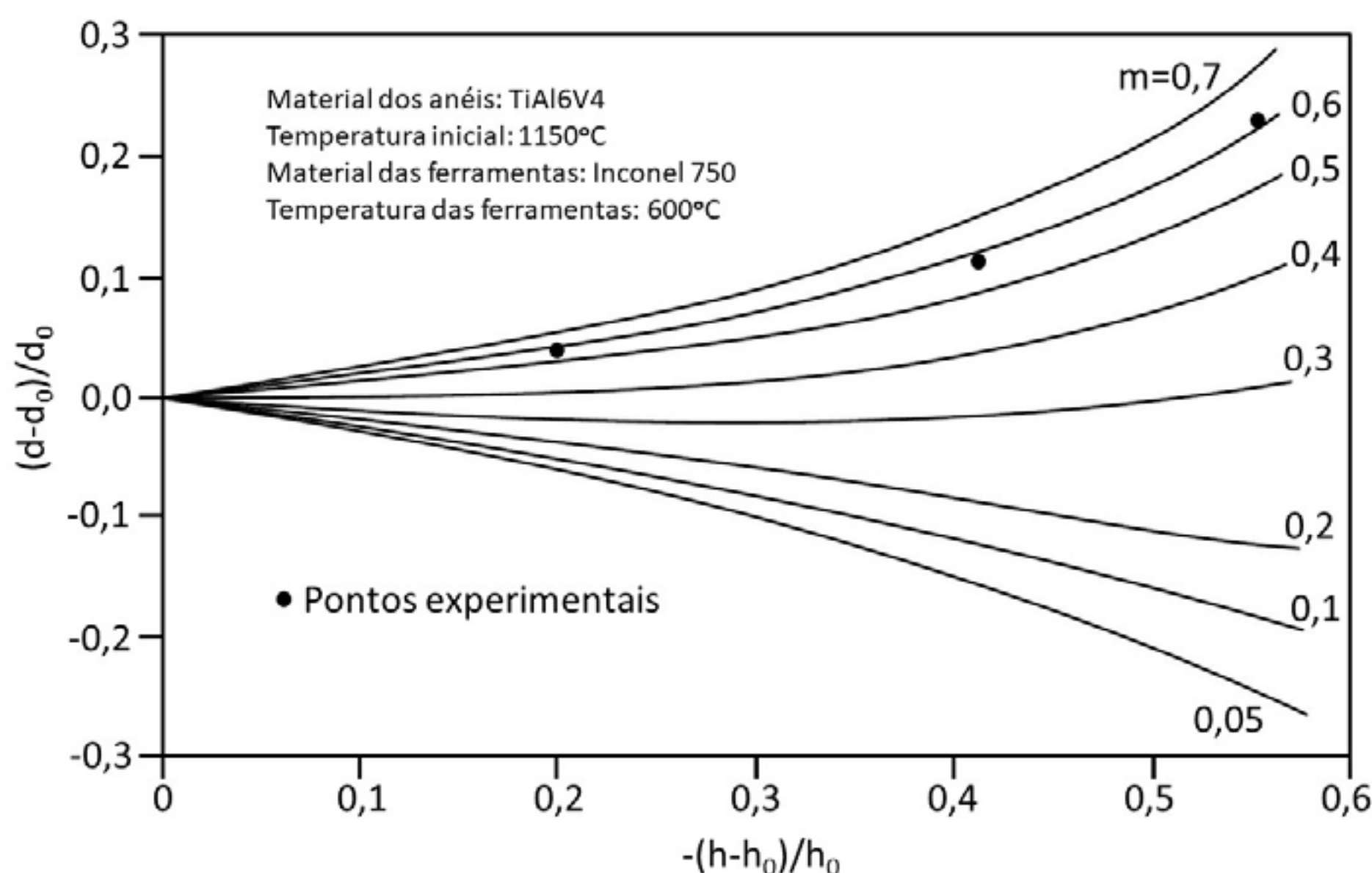


Figura 4. Curvas de calibração (simuladas) para determinação do fator de atrito e pontos experimentais.

O coeficiente de transferência de calor por convecção ( $h$ ) entre a peça e o ambiente é determinado pela Equação (2), empírica, compilada por Kopp e Phillip (1992).

$$h = 3 (TS - TR)^{0,25} \quad (2)$$

onde  $TS$  é a temperatura da superfície da peça e  $TR$  é a temperatura ambiente. O resultado da equação é dado em  $[W/m^2.K]$ . Aplicando os valores de temperatura indicados, encontra-se que  $h = 17,36 W/m^2.K$ .

Para determinação da emissividade e do coeficiente  $k$ , curvas de resfriamento obtidas experimentalmente foram comparadas com curvas calculadas através do programa de simulação numérica. Desse modo, a emissividade foi estimada em 0,45 para e o coeficiente  $k$  em cerca de 3000  $W / m^2.K$ . As figuras 5 e 6 mostram, respectivamente, as curvas para obtenção da emissividade e do coeficiente  $k$ .

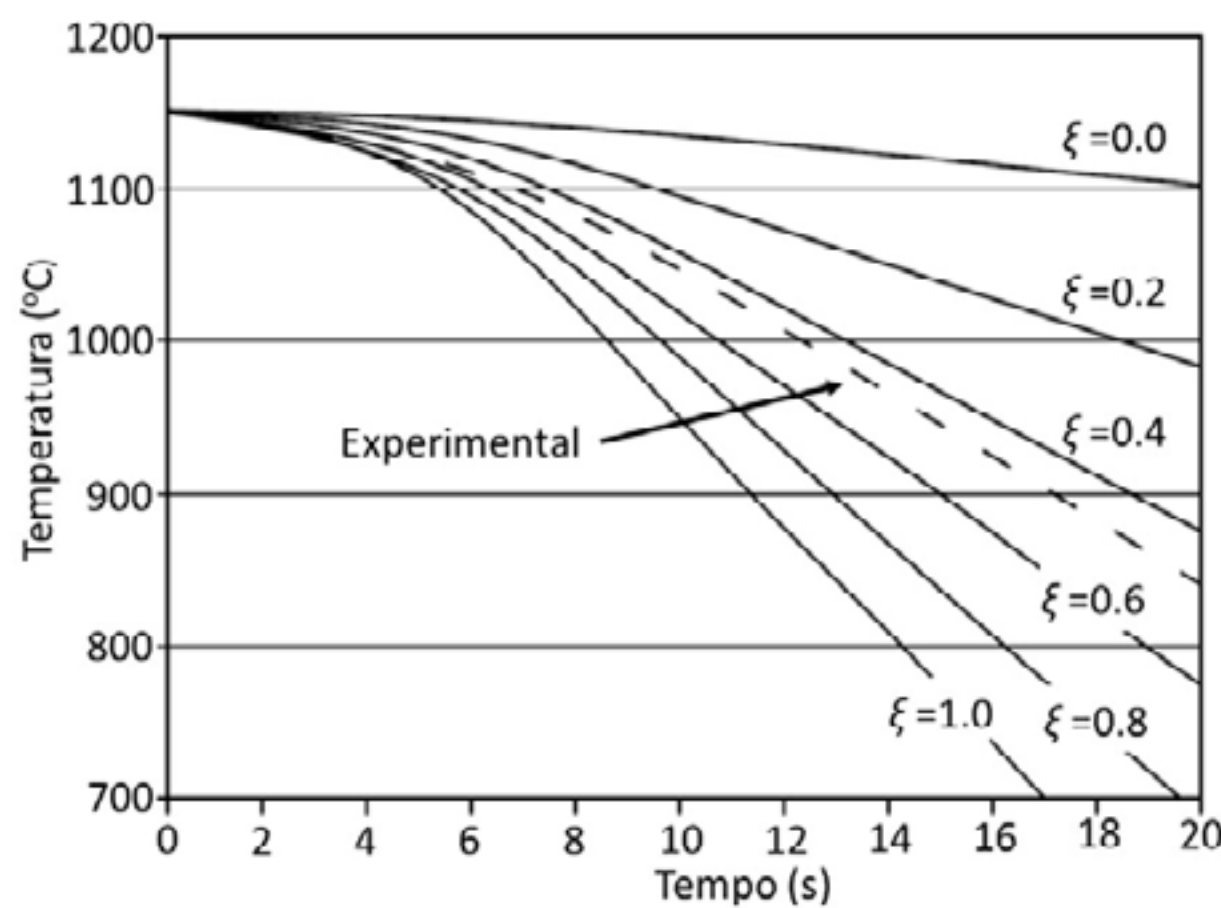


Figura 5. Curvas de resfriamento simuladas (linhas contínuas) e experimental (linha tracejada) para determinação da emissividade ( $\xi$ ).

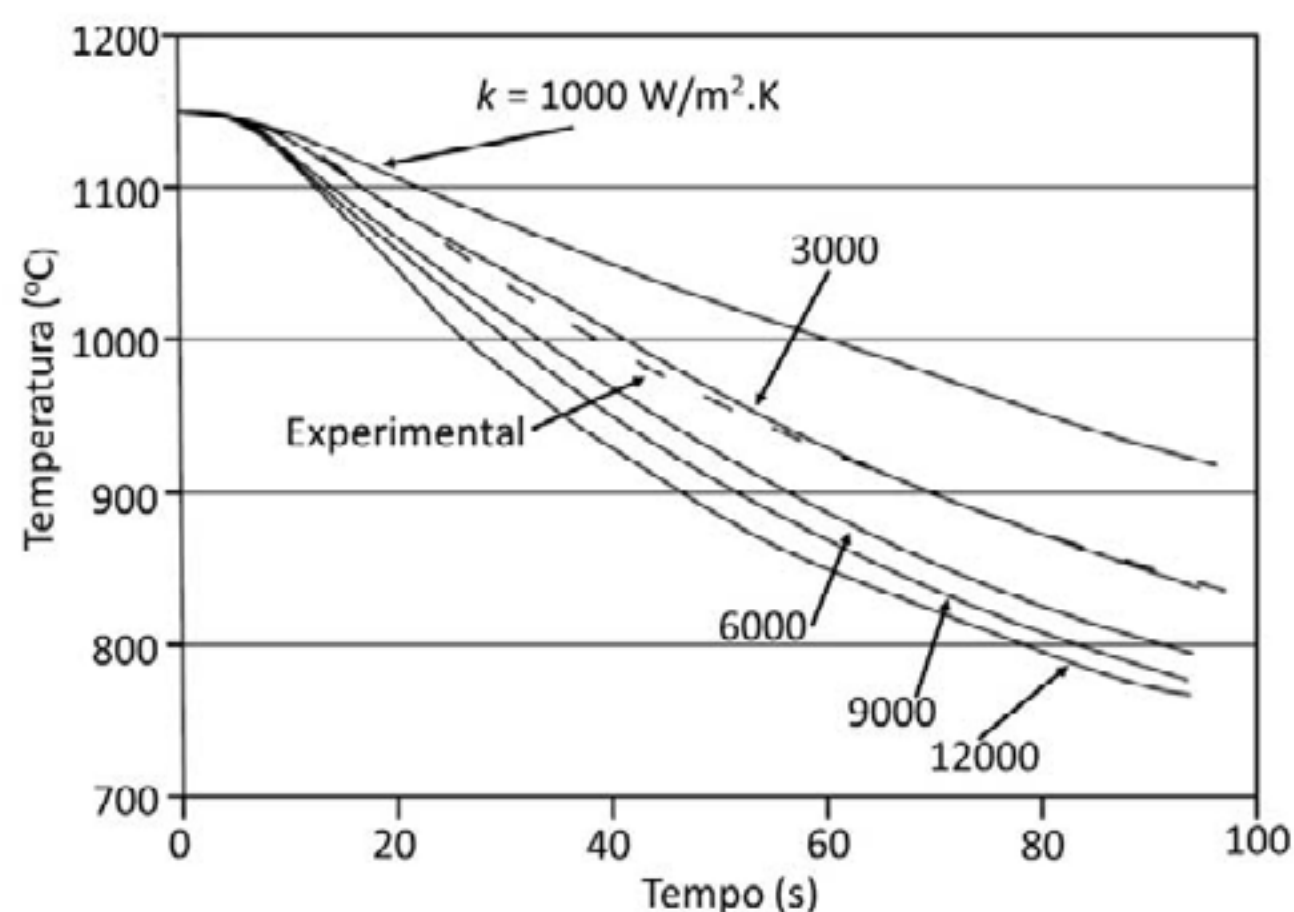


Figura 6. Curvas de resfriamento simuladas (linhas contínuas) e experimental (linha tracejada) para determinação do coeficiente  $k$ .



## 5. CONCLUSÕES

Os resultados permitem concluir que para a liga TiAl6V4, sob as condições testadas, as curvas de escoamento podem ser descritas com boa concordância pela equação de Ludwik-Hollomon. Sob condições em que o material apresenta um forte amolecimento por deformação, devido a recristalização dinâmica, um bom ajuste só pode ser obtido se a parte da curva na qual a deformação é menor que a deformação de pico ( $\epsilon_p$ ) for desprezada. Os melhores ajustes são obtidos para as curvas obtidas nas temperaturas mais altas (900-1000°C) e nas temperaturas mais baixas (200-400°C). No primeiro caso, isso pode ser explicado pelo fato de que, sob essas condições, os picos que indicam o início da recristalização dinâmica não são muito acentuados. No segundo caso, a explicação é que, nessas baixas temperaturas, o material não apresenta recristalização, sendo o encruamento o fenômeno dominante.

Com relação ao fator de atrito, fica claro que a forte oxidação sofrida pelo material durante o aquecimento contribui para a ocorrência de um alto atrito. Isso ocorre porque a camada oxidada é fina e levemente aderente e se desprende da amostra no início da deformação, gerando detritos que dificultam a movimentação do material na interface com a ferramenta.

Com relação aos coeficientes de troca de calor, fica claro que a forte oxidação sofrida pelo material durante o aquecimento contribui para a ocorrência dos coeficientes de transferência de calor relativamente baixos. Neste caso, a baixa condutividade térmica do titânio também influencia.

## 6. REFERÊNCIAS

- Brito, A.M.G. and Schaeffer, L., 1986. "Contribuição ao estudo da conformação da liga de titânio TiAl6V4". In Proceedings of the 7th Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECIMAT 1986. Florianópolis, Brazil.
- Brito, A.M.G., 1988. Forjamento progressivo: processo alternativo para prensas de pequena capacidade. M.Eng. work, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brazil.
- Brito, A.M.G. and Schaeffer, L., 2006. "Forjamento progressivo de ligas de titânio de aplicação aeronáutica". In Proceedings of the 61st Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. Rio de Janeiro, Brazil.
- Brito, A.M.G., Geier, M., Mello, M.S., Pereira, M.V.R. and Schaeffer, L., 2008. "Desenvolvimento do processo de forjamento de uma prótese femoral na liga de titânio TiAl6V4 utilizando elementos finitos". In Proceedings of the 12th International Forging Conference – 28th SENAFOR. Porto Alegre, Brazil.
- Coyne, J.E., 1977. "Microstructural control in titanium and nickel base forgings – an overview". Metals Technology, Vol. 4, pp. 337-345.
- Cutrim, R., Rodrigues, S.F., Reis, G.S., Silva, E.S., Clodualdo Jr., A and Balancin, O., 2016. "Hot deformation behavior and microstructural evolution of a medium carbon vanadium microalloyed steel". Journal of Materials Engineering & Performance, Vol. 25, No. 11, pp. 5102-5108.
- Donachie Jr., M.J., 2000. Titanium: A Technical Guide. ASM International, Materials Park, Ohio, 2nd edition.
- Gazioglu, K., Grundhoff, K.F., Funke, P. and Bunk, W., 1976. "Umformung, Gefügeausbildung und mechanische Eigenschaften der Titanlegierung TiA16V4". Zeitschrift für Metallkunde, Vol. 67, pp. 209-217.
- Gehardt, A. and Knorr, W., 1973. "Influence of hot working on the properties of the TiAl6V4 alloy with special regard to heavy sections". In Proceedings of the Titanium Science and Technology Second International Conference 1973. Cambridge, Massachusetts, USA.
- Kopp, R. and Philipp, F.D., 1992. "Physical parameters and boundary conditions for the numerical simulation of hot forming processes". Steel research international, Vol. 63, No.9, pp. 392-398.

- Leyens, C. and Peters, M., 2003. Titanium and Titanium Alloys - Fundamentals and Applications. WILEY-VCH Verlag, Weinheim.
- Liebig, H. P. and Nagel, K. W., 1975. "Umformen der Titanlegierung TiAl6V4 im Temperaturbereich der Beta-Phase". *Metal*, Vol. 29, No. 6, pp 608-613.
- Lütjering, G. and Williams, J. C., 2007. Titanium. Springer, Berlin, New York, 2nd edition.
- Modin, H. and Modin, S., 1974. "Microstructures of titanium alloy TiAl6V4". *Scandinavian Journal of Metallurgy*, Vol. 3, pp. 217-224.
- Ravi, S.K., Seefeldt, M., Van Bael, A., Gawad, J. and Roose, D., 2019. "Multi-scale material modelling to predict the material anisotropy of multiphase steels". *Computational Materials Science*, Vol. 160, No. 1, pp. 382-396
- Schaeffer, L., 1982. Untersuchungen zum partiellen Schmieden. Ph.D. thesis, RWTH Aachen University, Aachen. Germany.
- Schwich, G., Rabindran, R., Seitz, J. and Hirt, G., 2016. "Microstructure and damage calculation in ring rolling". In *Proceedings of the 21st International Forging Conference – 36th SENAFOR*. Porto Alegre, Brazil.
- Souza, A.L.B., Canto, R. B. and Balancin, O., 2014. "Simulação computacional do processo de laminação de tiras a quente". In *Proceedings of the 21st congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais – CBECIMAT 2014*. Natal, Brazil.
- Souza, A.L.B. and Balancin, O., 2016. "Efeito do atrito na evolução microestrutural durante o recalque a quente de um cilindro de aço carbono". In *Proceedings of the 21st International Forging Conference – 36th SENAFOR*. Porto Alegre, Brazil.
- Suárez, L., Rodriguez-Calvilho, P., Cabrera, J.M., Martínez-Romay, A., Majuelos-Mallorquín, D. and Coma, A., 2015. "Hot working analysis of a CuZn40Pb2 brass on the monophasic ( $\beta$ ) and intercritical ( $\alpha+\beta$ ) regions". *Materials Science & Engineering A*, Vol. 627, pp. 42–50.



## ESTUDO DA FABRICAÇÃO DE FACAS ARTESANAIS EM AÇO DAMASCO COM LIGAS DE UHB 15N20 E SAE 1095

STUDY OF THE KNIFE MANUFACTURE MADE BY DAMASCUS STEEL WITH UHB 15N20 AND SAE 1095 STEEL.

Julio Henrique Vitoria Onghero<sup>1</sup>  
Alexandre Milanez<sup>1</sup>  
Emerson Maximiano Gonçalves<sup>1</sup>  
Fábio Peruch<sup>1</sup>  
Reginaldo Rosso Marcello<sup>1</sup>

1 – Faculdade SATC – Criciúma – SC. Brasil.

### Resumo

O presente trabalho teve como objetivo analisar características mecânicas do aço damasco, obtido a partir dos aços SAE 1095 e UHB 15N20. Para tanto foram fabricados dois blocos de aço damasco através do método de caldeamento, com 72 camadas cada. Cada bloco foi formado com 9 chapas intercaladas com aço SAE 1095 e UHB 15N20. Foram realizadas 3 dobras para se alcançar as 72 camadas, sendo que para cada dobra foi realizado um processo de limpeza superficial. No processo de forjamento os blocos para a formação do aço de damasco foram aquecidos em uma forja a carvão mineral (coque) e forjados em uma prensa hidráulica. Após a fabricação dos blocos, os materiais foram submetidos à análise química, dureza, metalografia e ensaio de desgaste em roda de borracha com areia seguindo a norma ASTM G65. Os resultados indicam que para que ocorra um bom caldeamento das superfícies é necessário, além de uma boa limpeza que as superfícies estejam planas, evitam a oxidação da superfície durante o aquecimento na forja.

### ABSTRACT

In this paper will be analyses the mechanical properties of damascus steel, manufactured by SAE 1095 and UHB 15N20 steel. To produce two billet of Damascus steel, it was used pattern - welding to form 72 layers. Each biller was formed with 9 plates intersperse with bolt steel. To form 72 layers, 3 bend was made. Between each billet bend, a cleaning process was used in the surface to prevent oxide inclusion. In the forging process, the billets was heated using coal and forging with a hydraulic press. Chemical analysis, hardness, metallography and wear test were applied in both billet to analyze the mechanical properties damascus steel. The test indicate that for a good welding, besides a oxide cleaner in the billet surface, the billet surface need a good contact surface to prevent a oxide inclusion in heat process.

**Palavras-chave:** Aço damasco, Facas artesanais, Caldeamento, Ensaio de desgaste, Tratamento térmico, Forjamento.

### 1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento do método de forjamento, além de significar um marco na metalurgia, possibilitou novos caminhos para fabricação de peças de maior complexidade, sendo empregado também no processo de fabricação de espadas e facas. Atualmente, com a modernização de alguns aspectos envolvidos na produção, seja ela industrial ou manufaturada, pode-se observar o seu crescente aprimoramento por meio da utilização de novas ligas de aço caldeados, que combinam dureza, tenacidade e alta durabilidade, sendo que entre eles destaca-se o denominado aço damasco.

A arte da soldagem por caldeamento para obtenção de facas em aço damasco é pouco fomentada no Brasil, sendo conhecida e praticada por uma parcela pequena dos fabricantes de facas. Dessa forma não há um método padrão para sua fabricação, nem normas de fabricação e de qualidade. Cada couteleiro faz de sua própria maneira, o que pode gerar diversas irregularidades, como lâminas com inclusões de partículas de óxidos, trincas, baixa resistência mecânica e fragilidade. O processo final, após o caldeamento do damasco é o tratamento térmico, algo que aumenta o custo, porém aumenta a dureza do gume de corte.

Para atenuar a possibilidade de confecção de facas de aço damasco de baixa qualidade, buscou-se realizar um estudo com a fabricação de uma faca em aço damasco observando a influência do tratamento térmico. Para tal, foram feitas análises químicas e utilizados ensaios de dureza, desgaste abrasivo e análise da micrografia nos corpos, que posteriormente foram comparados, verificando o efeito dos tratamentos sobre a microestrutura do material, no que tange a obtenção de uma liga uniforme e com características de dureza ideais. Ao final foi fabricada uma faca em aço damasco com a metodologia que se mostrou mais eficaz a partir dos resultados obtidos no presente estudo.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 HISTÓRICO

De acordo com Feuerback [1] a hora e o lugar da origem do aço damasco permanecem desconhecidos, entretanto, deve ser ao menos alguns séculos antes de 300 a.C. Alguns historiadores descrevem que a produção do aço de cadinho ocorria na Índia e na Pérsia, fornecendo um panorama sobre a distribuição e emprego desta técnica antes de registros popularmente difundidos posteriormente.

Para Slaughter [2] e Figiel [3] o nome Espada de Damasco parece ter se originado do fato dos guerreiros cruzados europeus terem entrado em contato com a espada pela primeira vez nos mercados da cidade medieval de Damasco. O aço que foi forjado pelos ferreiros de espada da Antiga Damasco era um segredo tão bem guardado que não pode ser perfeitamente reproduzido até hoje. O processo foi perdido para os ferreiros de metal do Oriente Médio por volta de 1750 d.C., possivelmente porque as fontes de minérios contendo traços de tungstênio ou vanádio necessários para sua produção foram esgotadas.

### 2.2 CARACTERÍSTICAS DO AÇO DAMASCO

Segundo Slaughter [2], o aço de damasco antigo é uma liga de ferro com alto teor de carbono, tipicamente entre 1,2% e 2% fundida em cadinhos e após isso submetida a uma série de procedimentos termomecânicos, o que resulta numa microestrutura particular, que é responsável pelas suas excepcionais propriedades e ainda explica que os tipos de aço damasco são o damasco genuíno com desenho visível e o caldeado.

O damasco genuíno apresenta padrões visíveis, conforme a Figura 1, em sua superfície e possui faixas em alto contraste entre cementita ( $Fe_3C$ ) e comumente perlita, enquanto o caldeado é produzido a partir da sobreposição mecânica de placas de aço com altos teores de carbono alternados.



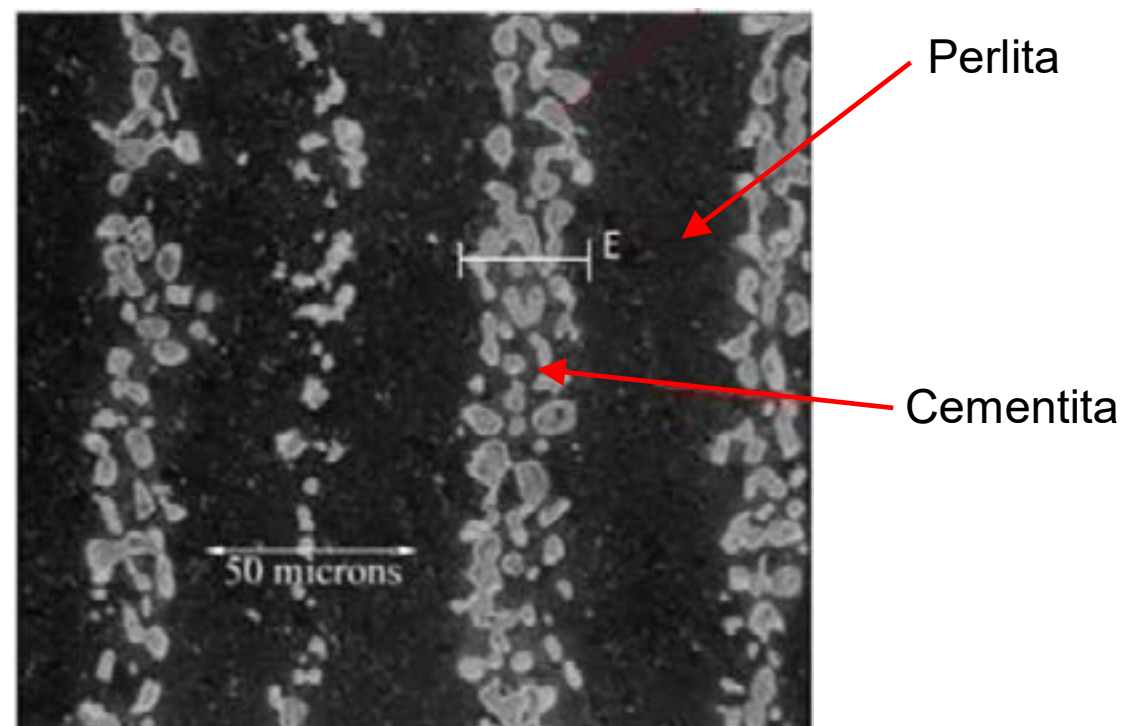


Figura 1: Distinção das regiões de cementita e perlita. [2]

A atuação de Verhoven [4] em conjunto Pendray (ferreiro) na produção de aço damasco, apresentou a proposta de que o padrão visível na superfície do aço damasco é produzido por bandas de cementita em regiões interdendríticas, isto foi possível através dos resultados demonstrados pelos estudos desenvolvidos com a finalidade de identificação e caracterização do perfil aço damasco.

Verhoeven [5] ainda explica que, quando o aço damasco é atacado com ácido, os seus carbonetos, que estão intrínsecos aos padrões damascenos nas superfícies das lâminas, aparecem brancos, assim como os anéis de crescimento de uma árvore produzem os padrões de redemoinho característicos no corte da madeira. O carboneto apresenta partículas extremamente sólidas. A partir desta solidez, a combinação de bandas em um aço rígido dentro de uma matriz macia de aço mais elástico fornece aos artefatos compostos por damasco uma aresta de corte duro, aliada à alta flexibilidade, o que torna este material ideal para o desenvolvimento de inúmeros itens que se beneficiam desta associação.

### 2.3 FORJAMENTO DO AÇO DE DAMASCO

Segundo Hentz [6] o forjamento é um processo de fabricação em série de peças metálicas direcionado às mais variadas aplicações. O processo pode ser classificado em forjamento a frio, a morno ou a quente em função da temperatura de recristalização que ocorre durante a conformação. Outra forma de classificação diz respeito à geometria das matrizes, podendo ser aberta, fechada com rebarba ou fechada sem rebarba. Em geral as peças produzidas por este processo sofrem, após o forjamento, operações de usinagem, onde uma quantidade de material é retirado.

Na fabricação do aço de damasco, o processo de forjamento a quente é utilizado para a união das chapas metálicas, conhecida como soldagem por caldeamento. Além da obtenção do aço, o processo de forjamento é utilizado na fabricação da faca, utilizando equipamentos como prensas hidráulicas, martelos de forja ou até mesmo marreta e bigona para a obtenção do produto final.

### 2.4 CALDEAMENTO DO AÇO DE DAMASCO

Maryon [7] diz que o caldeamento, ou *pattern-welding*, é um método de soldagem de duas peças metálicas que visa fortalecer e decorar lâminas de ferro ou aço, unindo-as de maneira variada, por torção, dobramento, trançando e alongando, o que gera um aspecto visual único para cada artefato, como na Figura 2.

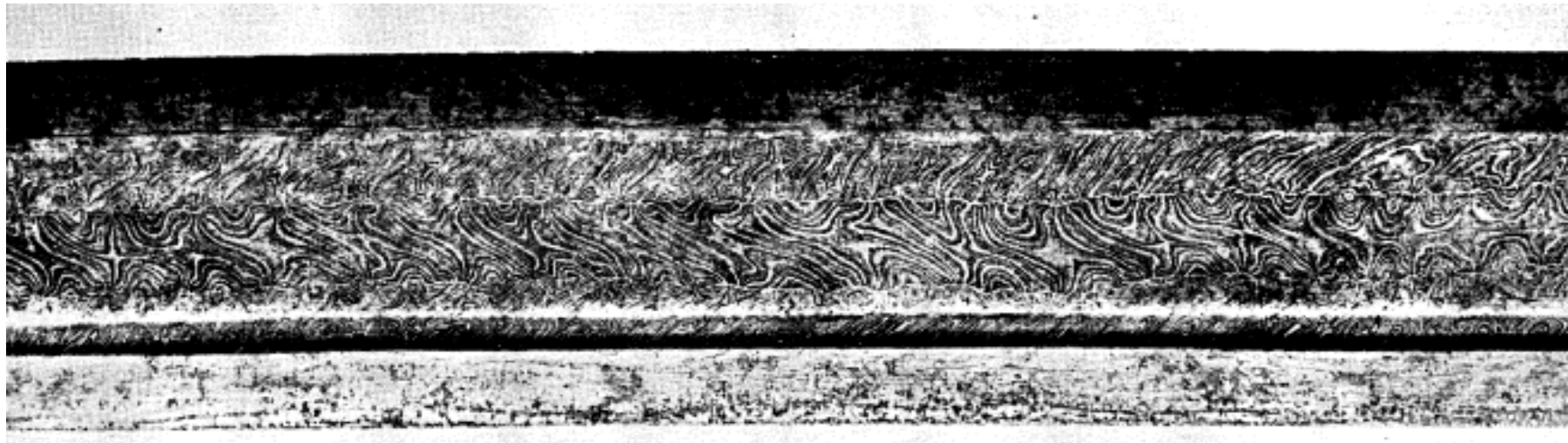


Figura 2: Detalhes do padrão superficial de uma espada do tipo Kris [7].

Özkan [8] afirma que processo de caldear aços consiste em empilhar barras alternadas de dois tipos de aços diferentes e então uni-los, gerando um padrão homogêneo e regular, considerando que o número de dobras pode, em certos casos, aumentar a resistência do material final.

## 2.5 ENSAIO DE DESGASTE

Segundo a Empresa Rijeza [9] havendo dois corpos em contato, o movimento entre as superfícies gera desgaste devido à rugosidade dos materiais. Já para três corpos, as partículas de maior dureza que atritam com as superfícies causam a remoção de material dos corpos em questão. Para Norton [10], valores do coeficiente de desgaste para os mesmos materiais, mesmo se testados nas mesmas condições, podem variar em um fator que gira em torno de 2 (dois) de ensaio para ensaio. As razões ainda não são inteiramente conhecidas, mas podem ser atribuídas à dificuldade de repetir precisamente as características superficiais.

Conforme Sacramento [11], o coeficiente de desgaste  $K$  gerado por partículas abrasivas atuantes em um sistema, pode ser quantificada através da equação de Archard, Equação 1:

$$\Delta Q = \frac{K \times N \times S}{H} \quad (1)$$

Onde:

$\Delta Q$  = Volume perdido ( $\text{mm}^3$ );

$K$  = Coeficiente de desgaste (adimensional);

$N$  = Carga aplicada (N);

$S$  = Distância de deslizamento (m);

$H$  = Dureza do material desgastado ( $\text{N/m}^2$ ).

A equação de Czichos, Equação 2, utilizada neste estudo, deriva da equação de Archard, porém utiliza uma taxa de desgaste ( $k$ ), que substitui o coeficiente de desgaste ( $K$ ). Esta taxa de desgaste abrange as propriedades de desgaste e de dureza, pois ambas revelam a resposta do material ao desgaste ao qual é exposto [12].

$$k = \frac{K}{H} \quad (2)$$

Substituindo-se a Equação 2 na Equação 1, obtém-se a variante de Czichos, representada na Equação 3:

$$k = \frac{\Delta Q}{N \times S} \quad (3)$$

Onde:



$\Delta Q$  = Volume perdido ( $\text{mm}^3$ );  
 $k$  = Taxa de desgaste (adimensional);  
 $N$  = Carga aplicada (N);  
 $S$  = Distância de deslizamento (m);

Com a Equação 3 é possível determinar a taxa de desgaste em cada material. Para a realização do experimento será usada a norma ASTM G65 para roda de borracha. Assim pode-se determinar os materiais ou revestimentos mais ou menos resistentes, com a utilização de gráficos e projeções gerados com base nos valores encontrados durante os ensaios.

### 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1 ANÁLISE QUÍMICA

As chapas adquiridas foram enviadas para análise, a fim de confirmar os materiais de construção do aço damasco, sendo realizada no laboratório da empresa Metal SC tratamento térmico Ltda. O ensaio foi feito num espectrômetro de emissão ótica Metal Lab modelo 75-80J, no qual é emitido uma descarga elétrica de alta potência numa atmosfera com gás inerte argônio.

Os resultados obtidos foram comparados com a norma de referência SAE e UHB correspondente a cada material utilizado para confirmação dos mesmos.

#### 3.2 FORJAMENTO DOS BLOCOS

Para fazer o bloco de damasco foi soldado um tubo metálico em aço SAE 1020 para manuseio, de acordo com a Figura 3.

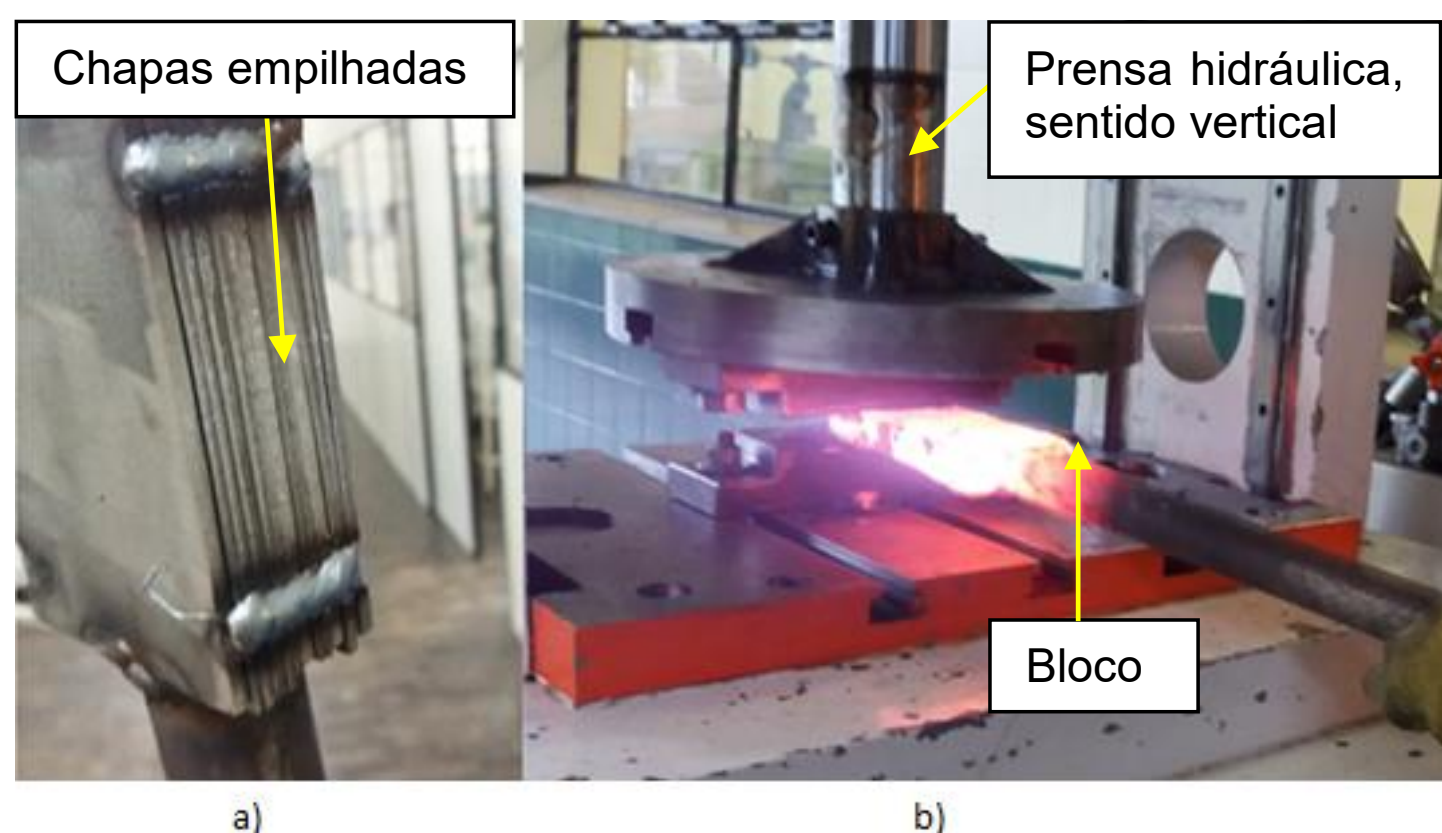


Figura 3: Fabricação do Aço de Damasco, onde: a) bloco montado antes do processo de forjamento, b) Processo de caldeamento para formação do Aço de Damasco.

Foram utilizadas 8 chapas de aço 15N20 ficando em pares entre as 5 chapas de aço 1095 já que as chapas possuíam comprimento e largura iguais de 75x150mm, porém espessuras diferentes (1,5mm para UHB 15N20 e 3mm para o SAE 1095). No total foi montado um bloco de 9 camadas, sendo feitos 4 cordões com máquina de solda MAG (Metal Active Gas) no sentido transversal das chapas com o intuito de não haver deslizamento das mesmas durante o processo de forjamento.

No momento em que o bloco estava com cor amarela brilhante, o material foi retirado da forja e foi forjado em prensa hidráulica que caldeava o bloco, alongando o material. Tetraborato de sódio foi sempre utilizado nos ciclos de forjamento para evitar oxidação.

Com o billet alongado o mesmo foi escovado para retirar qualquer carepa (co-produto oriundo da oxidação da superfície do aço) que estivesse na superfície com o auxílio de uma escova de aço antes de realizar o dobramento das camadas. Utilizando um acessório juntamente à prensa, foi criado um sulco na peça que facilitava a dobra, aumentando assim o número de camadas. No final foram realizadas 3 dobras, totalizando em 72 camadas, ou linhas.

### 3.3 TRATAMENTO TÉRMICO

Com as amostras já preparadas para a têmpera, elas foram inseridas em um forno de indução modelo TB-3065, que teve a temperatura ajustada para 900°C (de acordo com a linha Acm para a quantidade média de carbono de 0,825%), ficando 60 minutos na mesma para maior uniformidade.

Uma das amostras foi temperada em óleo, outra em água e outra em ventilação forçada. Após essa etapa elas foram colocadas em um segundo forno com temperatura de 350°C por duas horas para revenimento das mesmas, com a intenção de evitar fragilidade, com rampa de aquecimento de 100°C para cada 10 minutos.

### 3.4 ENSAIO DE DESGASTE

Foram realizados ensaios de desgaste para analisar o comportamento dos materiais, simulando ambientes abrasivos para analisar a resistência e o desgaste da faca. Eles foram realizados em dois corpos de prova produzidos com o aço damasco já forjado, temperado e revenido, com duas faces polidas, com dimensões de 12,5 x 25 x 50 mm. O desvio padrão foi analisado em decorrência de duplicidade de amostra. O procedimento realizado segue os padrões da norma ASTM G 65 – 00.

De acordo com a norma Standard ASTM G 65-00, os aços temperados se enquadram no procedimento “C”, pelo tempo de 30 minutos, com intervalos de 5 minutos para pesar o material, onde a areia age como material abrasivo de atrito contínuo entre o disco e o corpo de prova, com uma força de 130 N e rotação de 200 rpm. A areia utilizada como abrasivo foi aquecida em forno mufla durante uma hora com temperatura de 120°C, com o objetivo de retirar a umidade presente. Após isso ela foi refinada com peneiras de 1mm e 0,35mm. A amostra temperada com refrigeração forçada foi removida dessa etapa pois apresentava uma dureza abaixo das demais.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 METALOGRAFIA

Para possibilitar a visualização adequada em microscópio, realizou-se lixamento e polimento, seguido de um ataque com ácido nítrico na superfície das amostras. As metalografias obtidas para o corpo de prova sem tratamento encontra-se na Figura 4.

A amostra sem tratamento térmico mostra uma matriz perlítica com ferrita nos contornos de grão, o que condiz com a baixa dureza encontrada no ensaio. Além disso é possível verificar a presença de impurezas entre as camadas de dobras do damasco.

Na amostra tratada termicamente em água, por se tratar de um aço que se encontra em teoria muito próximo do ponto eutético, é provável que tenha ocorrido transformação em martensita revenida, ocorrendo devido ao resfriamento rápido, não permitindo a total difusão do carbono. Ao fundo há o que parece ser perlita.



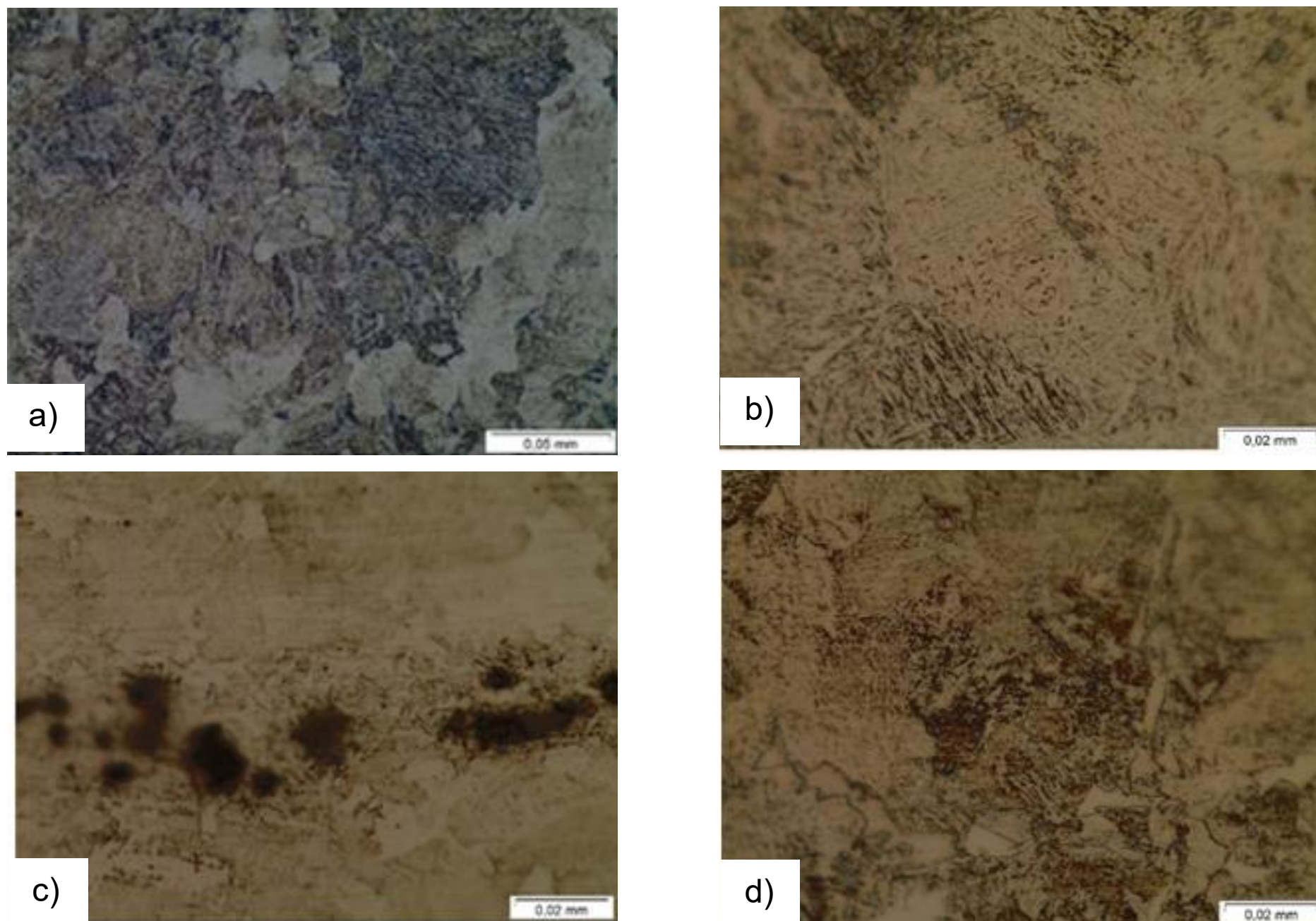


Figura 4: Micrografia das amostras com diferentes tratamentos, onde a) Material sem tratamento, b) Material tratado em água. c) Material tratado em óleo e d) Material tratado em ventilação forçada. Ampliação de 1000x.

Na peça tratada em óleo há o que parece ser martensita com perlita nos contornos de grão, porém a mesma apresenta uma grande quantidade de inclusões na sua linha de solda, devido ao fato de a mesma não ter sido retirada durante alguma dobra do bloco.

Para a amostra resfriada de maneira forçada parece ter ocorrido um encontro com o que Verhoeven (2002) afirma, aonde há uma matriz perlítica com grãos de cementita, enquanto a perlita dá resistência e resiliência, a cementita aumenta a dureza e, quando esse material é atacado com percloro de ferro, exhibe o padrão de aço damasco.

#### 4.2 ANÁLISE QUÍMICA

Os resultados obtidos através da análise química pela empresa Metal SC tratamentos térmicos Ltda. podem ser visualizados na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química do aço SAE 1095 e UHB 15N20 em (%).

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Fe
UHB 15N20	0,72	0,278	0,333	0,092	1,95	0,009	96,88
SAE 1095	0,93	0,243	0,32	0,173	0,015	0,008	98,24

#### 4.3 DUREZA DAS PEÇAS FORJADAS

Com as endentações medidas e analisadas foi possível verificar de acordo com a Figura 5 o perfil de dureza ao longo dos corpos de prova para cada tratamento térmico.

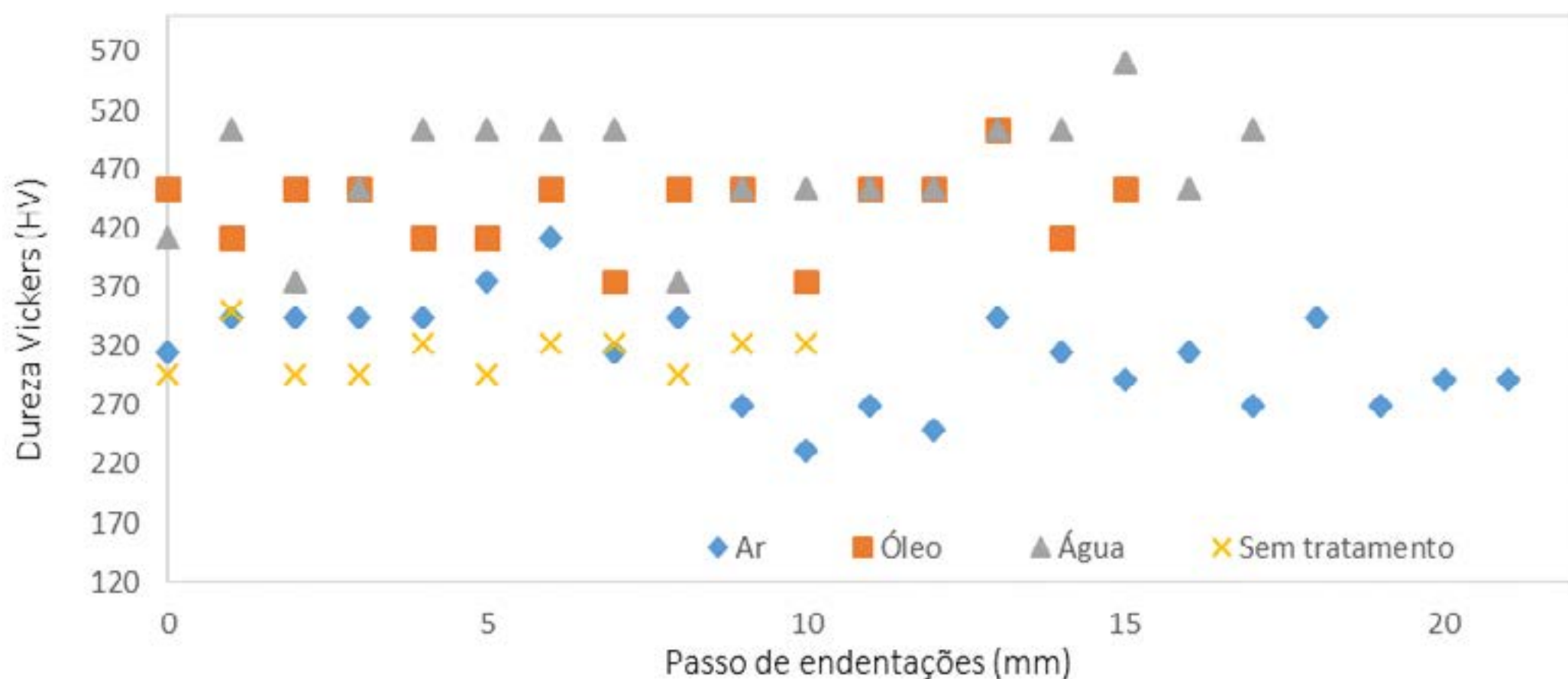


Figura 5: Perfil de dureza ao longo das seções transversais.

A partir dos dados colhidos foi possível chegar às durezas médias de cada amostra e aos seus desvios padrões, os valores estão representados na Tabela 2.

Tabela 2: Médias de dureza e desvio de cada amostra.

Tratamento	Durezas (HV)	Desvios
Água	471,292	48,464
Óleo	437,292	33,852
Ar forçado	313,091	43,791
Sem tratamento	312,924	17,705

Analisando os resultados de dureza e seus desvios, o corpo de prova não tratado possui uma uniformidade maior na dureza de sua superfície, porém mais baixa que as amostras temperadas.

#### 4.4 ENSAIO DE DESGASTE EM ABRASÔMETRO

Para realizar o ensaio de abrasão de acordo com a norma ASTM G 65 – 00 é necessário que a peça tenha a rugosidade abaixo de  $0,8 \mu\text{m}$ , para tal foram realizadas cinco medições utilizando um rugosímetro da marca Digimess, modelo TR-100, com a rugosidade ficando em  $0,19 \pm 0,04 \mu\text{m}$ .

Após encontradas as rugosidades, foram calculadas com a ferramenta Excel, as perdas de volume ( $\Delta Q$ ) de cada amostra a partir da perda de massa, representados no gráfico da Figura 6.



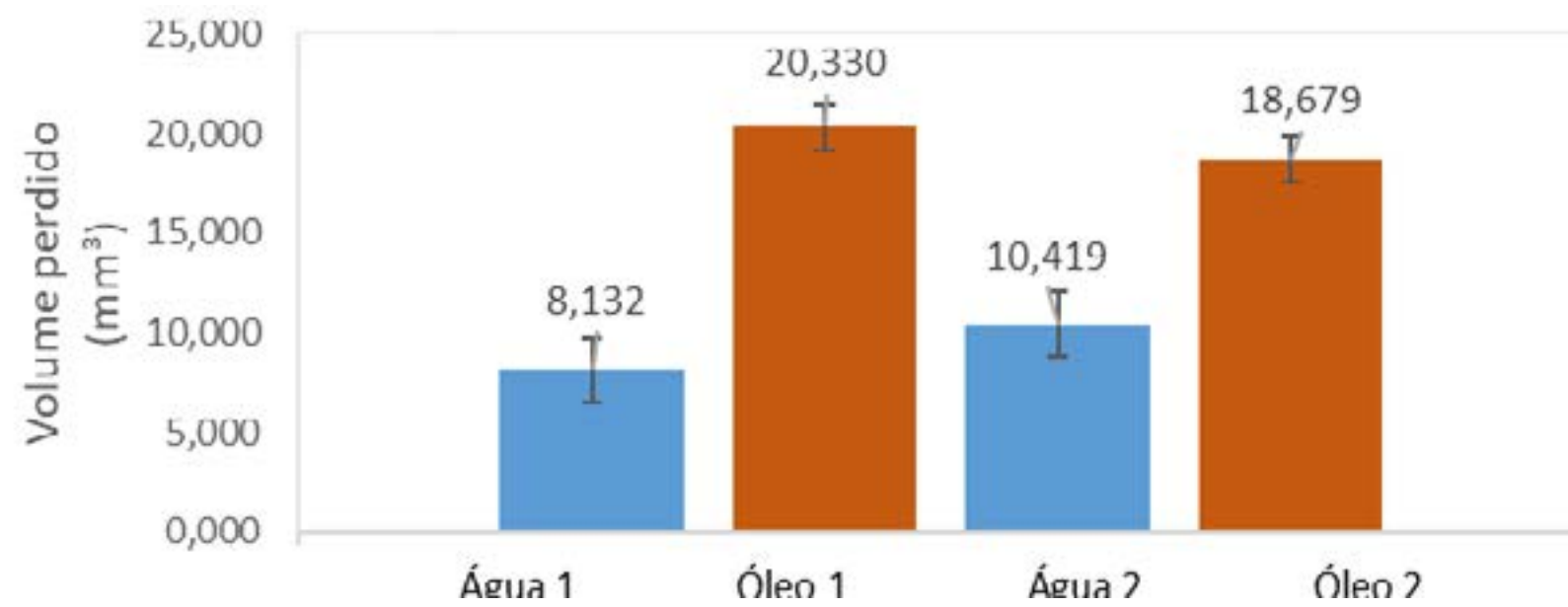


Figura 6: Perda de volume para cada amostra.

Calculando as médias de cada tipo de tratamento, foi possível chegar aos dados de  $9,276 \text{ mm}^3$  para tratamento em água e  $19,504 \text{ mm}^3$  para óleo, o que comprova que a amostra temperada em água possui maior resistência ao desgaste. Após definir o volume perdido, foi determinado o coeficiente de desgaste de Archard (K) usando a relação entre o volume perdido [ $\text{mm}^3$ ] com a carga [N] e o percurso de desgaste [mm] é obtida uma reta  $y = mx + b$ , onde a constante é o coeficiente dimensional (K) [ $\text{mm}^2/\text{N}$ ]. Quanto maior o ângulo da reta, maior é o volume perdido. Os dados estão representados na Figura 7.

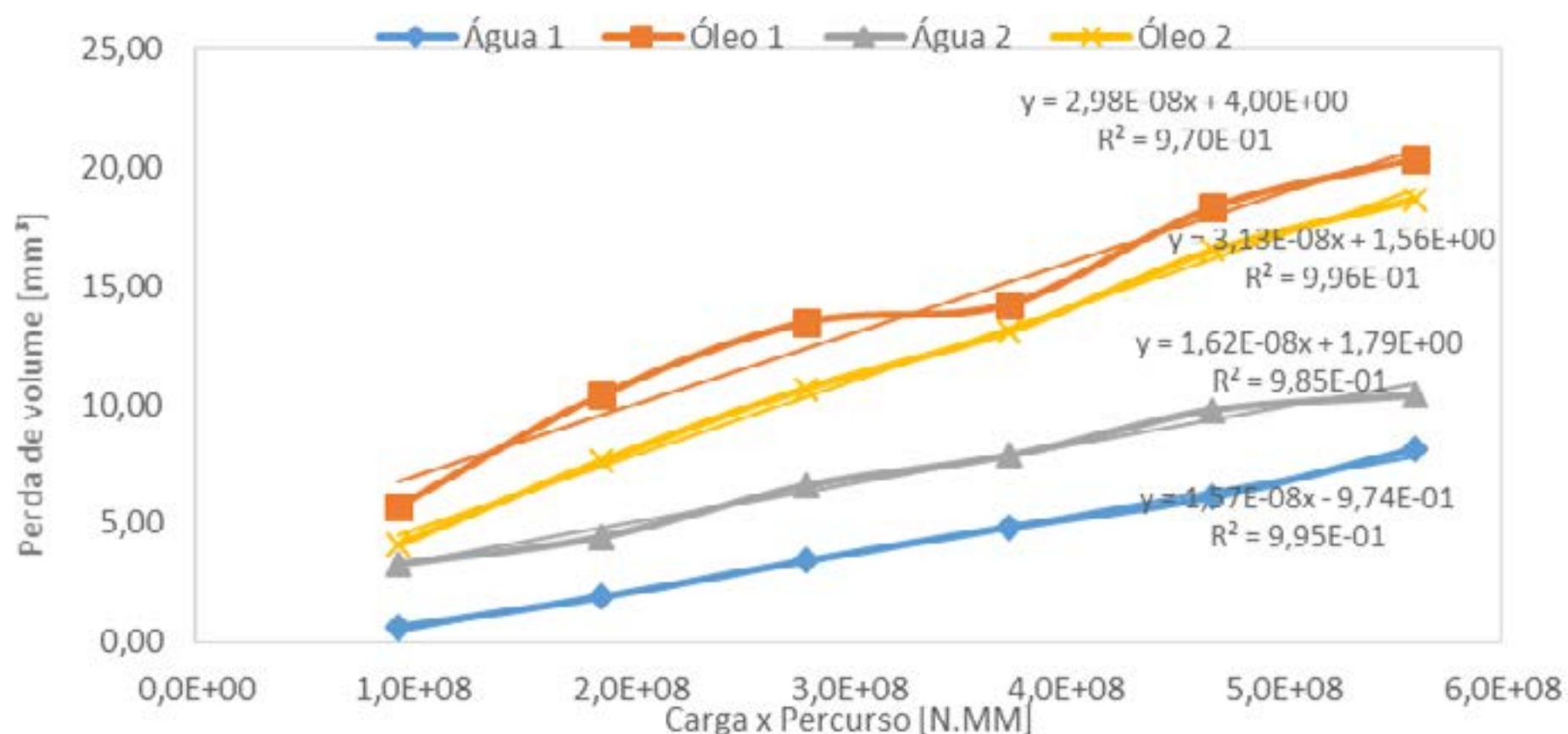


Figura 7: Coeficiente de desgaste para as amostras.

Analisando as retas percebe-se que há uma pequena diferença quanto aos valores, porém as tendências são praticamente as mesmas, com ângulo semelhante, o que vai de encontro com as afirmações de Norton [10] quando afirma que os dados podem variar pela dificuldade de reproduzir as mesmas características superficiais. Após encontrar os valores do coeficiente de desgaste dimensional (K), foram feitas as devidas analogias com outros materiais sujeitos à mesma metodologia da roda de borracha, sem levar em conta a dureza da superfície, pois ela pode mascarar a verdadeira natureza do material, ocasionando em valores imprecisos.

#### 4.5 FACA EM AÇO DAMASCO

A partir dos resultados encontrados no presente estudo foi feita uma faca em Aço Damasco com a metodologia que se provou mais eficiente, sendo esta tratada termicamente em água, revenida na faixa de 350°C por duas horas e após isso atacada com percloroeto de ferro por dez minutos e estabilizada com fosfato de manganês para evitar oxidação, podendo ser visualizada na Figura 8.



Figura 8: Faca em Aço Damasco.

A faca obtida teve como medidas finais 95 x 22 x 2,5 mm na lâmina e considerando o cabo 180 mm de comprimento. Na figura fica nítido a beleza do padrão damasceno, mostrando as linhas características do aço damasco.

#### 5. CONCLUSÃO

Com o desenvolvimento dessa pesquisa pode-se chegar às seguintes conclusões:

- O método de tratamento térmico que melhor se adéqua à fabricação de artefatos em aço damasco é têmpera em água, seguido de revenimento abaixo dos 400°C durante 120 minutos, dessa forma apresentando maior dureza e maior resistência ao desgaste do que as outras amostras.
- A união das características do Aço SAE 1095 e UHB 15N20 proporciona ao artefato final as qualidades de ambos materiais, uma dureza elevada devido ao alto teor de carbono (em torno de 0,8%) e alta resistência ao desgaste, possivelmente devido aos elementos de liga.
- Apesar da menor dureza e resistência ao desgaste da amostra temperada em óleo, a mesma deve ser considerada como uma alternativa para casos em que não se deseja realizar um processo de revenimento.
- Os resultados dos tratamentos indicaram não apenas o aumento da dureza no caso do aço damasco, mas também o aumento da resistência ao desgaste de maneira muito superior ao que era imaginado antes da realização do estudo, o que comprova a necessidade de ainda mais pesquisas nesse campo da engenharia.
- Em trabalhos futuros poderá ser observado a relação entre a desenho final e o tipo de forjamento a ser empregado.

#### Agradecimentos

Agradeço à minha família, amigos e minha namorada pelo apoio que sempre recebi, ao Professor Dr. Eng. Alexandre Milanez por sua disposição, seus conhecimentos passados e por sua orientação neste trabalho. Agradeço também a Faculdade SATC por disponibilizar seus laboratórios e equipamentos para a realização deste trabalho.



## 6. BIBLIOGRAFIA

- [1] FEUERBACH, Ann. Crucible damascus steel: A fascination for almost 2,000 years. **Springer Nature**. v. 58, n. 5, p.48-50, maio 2006.
- [2] SLAUGHTER C., Goldenstein H. A lenda da Espada de Damasco: História e Tecnologia. *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, São Paulo, v. 11, n. 2, p. 155-162, abr./jun. 2014.
- [3] FIGIEL, M.D., Leo, On Damascus Steel, First Edition, Flórida 1991, p108-119. Making Educated Decision Based, Damascus Steel History. Disponível em: <<http://www.steel-suppliers-guide.com/damascus-steel.html>> Acesso em: 11 de setembro de 2018.
- [4] VERHOEVEN, J.d.; PENDRAY, A.h.; GIBSON, E.d.. Wootz Damascus steel blades. **Materials Characterization**, v. 37, n. 1, p.9-22, jul. 1996.
- [5] VERHOEVEN, J. D. The Mysterys of Damascus Blades. **Scientific American**, v. 50, p.58-64, 2000.
- [6] HENTZ, Eduardo André; SCHAEFFER, Lírio; KNOLL, Pedro K. Influência da curva de escoamento na simulação computacional do processo de forjamento a quente da liga de titânio ti-6Al-4V. **Ciência & Engenharia**, Porto Alegre, v. 16, p.53-59, dez. 2017.
- [7] MARYON, Herbert. Pattern-welding and Damascening of Sword-blades—Part I Pattern-Welding. **Studies In Conservation**, [s.l.], v. 5, n. 1, p.25-37, fev. 1960. Informa UK Limited.
- [8] ÖZKAN, Furkan et al. Mechanical Properties of Pattern Welded 1075-15N20 Steels\*. **Materials Testing**, v. 56, n. 10, p.897-900, out. 2014. Carl Hanser Verlag.
- [9] Rijeza – Desgaste Abrasivo ou Erosivo. Disponível em: <https://www.rijeza.com.br/blog/desgaste-abrasivo-ou-erosivo-3-dicas-para-identificar-diferenca-e-especificar-melhor-os-seus>. Acesso em: 04 de abril de 2019.
- [10] NORTON, R. Projeto de Máquinas. 2ª ed. Porto Alegre: Bookman, 2004.409 -428p.
- [11] SACRAMENTO, Alcenir Beling do. **Comparação de ensaio de desgaste a frio e a quente sem lubrificação na configuração pino-disco:** pino de aço inoxidável supermatensítico supercromo 13% e disco de alloy 250. 2014. 55f. Monografia de graduação - Universidade Federal Do Espírito Santo, Vitória, 2014. Disponível em: <[http://mecanica.ufes.br/sites/engenhariamecanica.ufes.br/files/field/anexo/pg\\_-\\_alcenir.pdf](http://mecanica.ufes.br/sites/engenhariamecanica.ufes.br/files/field/anexo/pg_-_alcenir.pdf)>. Acesso em: 16 de abril de 2019.
- [12] SILVA, Tiago Pinho. **Estudo dos efeitos de acumulação de dano por desgaste.** 2014. 50f. Monografia de graduação – Universidade de Coimbra, Coimbra, 2014. Disponível em: <<https://estudogeral.sib.uc.pt/bitstream/10316/38952/1/Estudo%20dos%20efeitos%20de%20acumulacao%20de%20dano%20por%20desgaste.pdf>>. Acesso em: 05 abril de 2019.
- [13] VERHOEVEN, J. D. Genuine Damascus steel: a type of banded microstructure in hypereutectoid steels. **Steel Research**, v. 73, n. 8, p.356-365, ago. 2002.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Estudo das Propriedades Químicas e Mecânicas dos Aços Forjados de Alta Resistência (AHSS) Martensíticos e Bainíticos.

MS.c Eng.(a) Alessandra Regina Machado Schifino <sup>(1)</sup>

Prof. Dr. – Ing. Lírio Schaeffer <sup>(2)</sup>

### RESUMO

Este trabalho consiste na apresentação das características dos aços forjados de alta resistência (AHSS) martensíticos e bainíticos de acordo com sua composição química e suas características resultantes na microestrutura e na resistência mecânica final do componente. A composição química é de suma importância, pois as quantidades de elementos de liga, tais como: carbono, molibdênio, manganês, cromo, boro, níquel e nióbio. Obviamente em quantidades distintas em cada um dos aços citados, resultam na microestrutura adequada para o componente pretendido, assim como a resistência mecânica. Os elementos de liga estabelecem as faixas de transformação das microestruturas, resultando em resistências mecânicas de até 1200 MPa para aços bainíticos e de 1700 MPa para aços martensíticos.

**Palavras-chave:** forjamento; aços de alta resistência; aços bainíticos; aços martensíticos; propriedades químicas; propriedades mecânicas.

### ABSTRACT

This work presents the characteristics of martensitic and bainitic high strength forged steels (AHSS) according to their chemical composition and resulting characteristics in the microstructure and the final mechanical strength of the component. Chemical composition is very important because of the quantities of alloying elements such as carbon, molybdenum, manganese, chromium, boron, nickel and niobium. Obviously in different amounts in each of the steels cited, they result in the proper microstructure for the intended component as well as the mechanical strength. The alloying elements establish the transformation ranges of the microstructures, resulting in mechanical strengths of up to 1200 MPa for bainitic steels and 1700 MPa for martensitic steels.

**Keywords:** forging; high strength steels; bainitic steels; martensitic steels; chemical properties; mechanical properties

### 1. INTRODUÇÃO

Os aços martensíticos são em alguns casos, uma pequena quantidade de ferrita e / ou bainita. A força, dureza e temperabilidade dos aços martensíticos aumentam, quando o teor de carbono é elevado. Outros elementos de liga como silício, manganês, cromo, níquel, molibdênio, boro e vanádio também são usados em várias combinações para aumentar a temperabilidade. Os aços martensíticos resultantes são mais conhecidos por sua resistência



extremamente alta, com resistência mecânica de até 1700 Mpa [1,2]. Estes aços são frequentemente submetidos a pós-têmpera temperamento para melhorar a ductilidade e fornecer as características adequadas [3]. Porém estes aços ainda precisam de outras etapas termomecânicas para sua aplicação final, fazendo com que se aumentem os investimentos e as pesquisas em aços de alta resistência bainíticos, que dispensam tais etapas, já estando em sua terceira geração de estudo [4].

Os avanços na tecnologia de forjamento desenvolvidos estão cada vez mais significativos. Assim como no caso dos aços bainíticos dúcteis de alta resistência, que oferecem propriedades mecânicas satisfatórias a baixo custo, tanto no material, quanto na redução das etapas de processamento. Estes aços apresentam discos duros o interior de sua microestrutura de composição martensítica, resultando em uma maior resistência mecânica do componente final [4].

## 2. AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA (AHSS) – MARTENSÍTICOS

Os aços martensíticos (MART) apresentam a maior resistência máxima entre os aços AHSS na condição final de produto, atingindo valores acima de 1700 MPa. Seu conceito é fundamentado em regras bem estabelecidas em relação à composição química e tecnologia de processamento. A microestrutura é caracterizada por uma matriz martensítica (em ripas) contendo pequenas quantidades de ferrita e/ou bainita, a qual é produzida pela transformação da austenita durante a têmpera realizada após a laminação a quente ou recozimento. Os aços martensíticos são frequentemente revenidos após a têmpera com o objetivo de aumentar a ductilidade e proporcionar boa conformabilidade sem perdas na resistência máxima (WORLD AUTOSTEEL 2009) [5].

### 2.1 Composição Química

O conceito da composição química dos aços martensíticos é baseado no teor de carbono (0,15 – 0,30% em massa), uma vez que este elemento é responsável pelo aumento na dureza e resistência [6]. Elementos como manganês, cromo, silício, molibdênio, boro, níquel e vanádio também são usados em diversos tipos de combinações para aumentar a temperabilidade [7].

Estes aços são produzidos através da realização de uma rápida têmpera a partir da fase austenítica com a finalidade de produzir uma microestrutura composta por martensita em ripas. A composição química é projetada para reduzir a formação de austenita retida e para promover a formação de precipitados finos que tornam a fase martensítica e bainítica mais resistentes. O revenimento após a têmpera também pode ser empregado para melhorar a relação ductilidade/resistência [5].

Para exemplificar a importância da composição química, temos os aços pesquisados para fabricação de componentes, tais como parafusos. As adições de boro são uma alternativa de

baixo custo aos aços clássicos CrMo e CrNiMo. Essas ligas foram investigadas especialmente se levando em conta a sua elegibilidade para parafusos da classe de resistência 10.9. A liga 36CrB4 parece muito promissora com menor custo substituindo o 42CrMo4, também no que diz respeito a aplicações como virabrequins e eixos, como pode ser visto na Figura 1. Modificou-se o aço 42CrMo4 em busca de maneiras de substituir o molibdênio, total ou parcialmente. Assim se realizando completamente a troca do molibdênio por manganês ocorre uma redução da resistência ao impacto em baixas temperaturas [8]. Se procurou também alternativas para o grau C45Pb na questão usinagem [9]. A usinagem do componente corpo de injeção à diesel, que será estudado também na versão com microestrutura bainítica, é facilitada pela adição de enxofre e chumbo, mas isso reduz a fadiga de ciclo alto força. O grau JE 607 tem uma comparável composição da liga, mas não apresenta enxofre nem teor de chumbo [4].

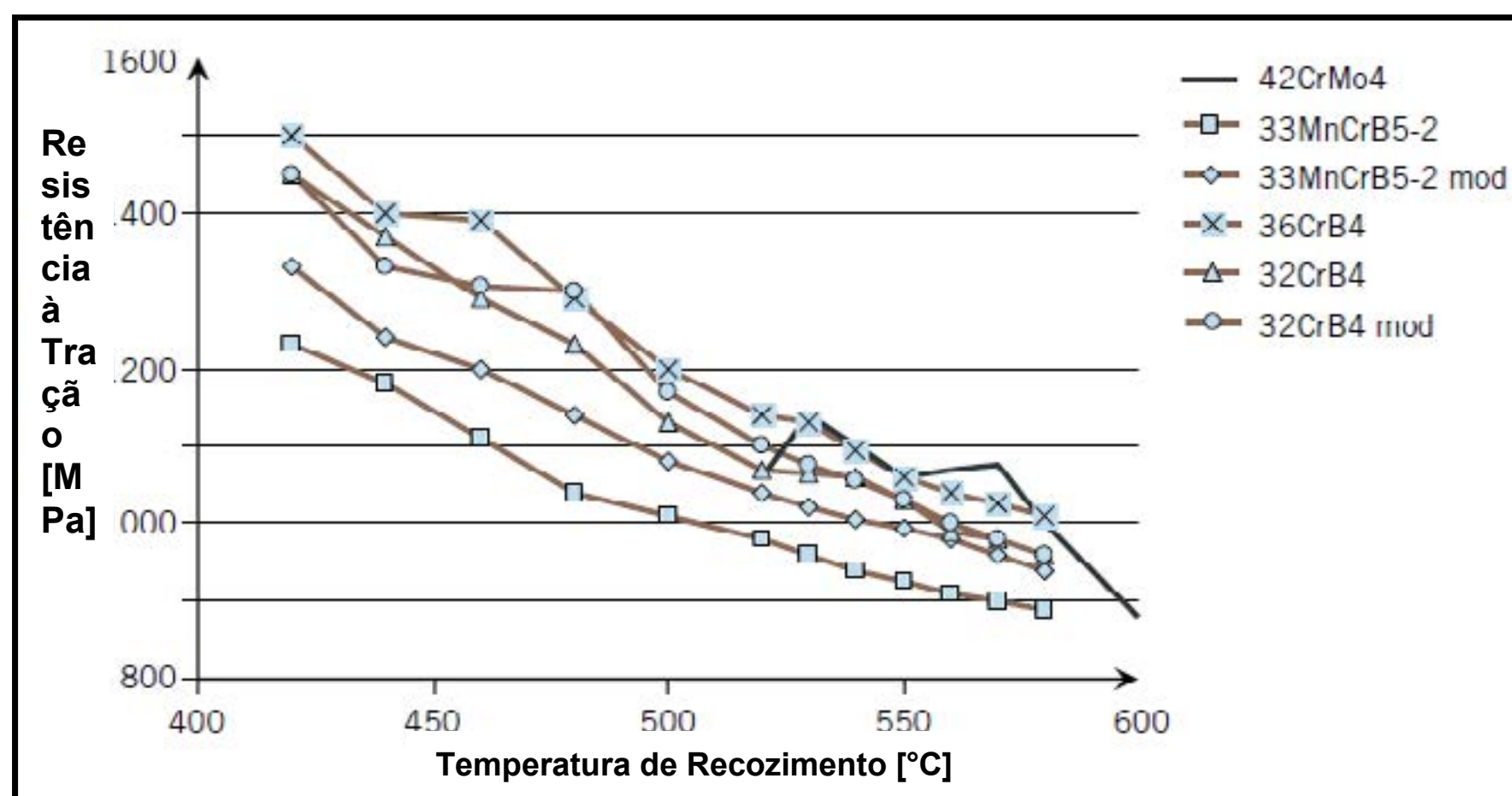


Figura 1 - Resistência à tração (temperatura ambiente) para vários aços martensíticos ligados ao molibdênio e sua temperatura de recozimento [10]. Adaptada.

## 2.2 Propriedades Mecânicas

A martensita é o constituinte microestrutural mais difícil dos aços martensíticos, a resistência destes aços é muito alta para permitir a construção de componentes avançados, especialmente em áreas onde são esperadas cargas de colisão. No entanto, uma das preocupações sobre estes aços é a sua sensibilidade, particularmente sob impacto e flexão de deformação em situações de colisão. Outro problema é o aparecimento de trincas retardadas observadas em aços martensíticos de força ultraelevada [3].

A transformação de austenita para martensita é difusa e, portanto, forma de martensita sem qualquer intercâmbio na posição de átomos vizinhos. Para produzir aços martensíticos, a taxa de resfriamento deve ser alta o suficiente para suprimir a decomposição de austenita por processos difusionais para ferrita, perlita e / ou bainita. A transformação da austenita para martensita começa quando a austenita é resfriada até a temperatura inicial da transformação martensítica,  $M_s$ , e completa quando as temperaturas caem para a temperatura final da transformação martensítica,  $M_f$ . A fração de a martensita transformada é geralmente uma



função da temperatura e aumenta continuamente de zero a ms até a conclusão em Mf [11].

Na prática dos tratamentos termomecânicos aplicados nos aços martensíticos se iniciam no estágio de processamento controlado e desempenham um papel importante na determinação das propriedades mecânicas finais através do ajuste de constituintes microestruturais. Realizou-se um tratamento termomecânico típico em um aço martensítico com baixo teor de carbono microligado através do controle da e obteve a melhor combinação de força (1440 a 1538 MPa) e ductilidade (11% a 16%) [12]. O aço com seção transversal de 95 a 95 mm<sup>2</sup> foi inicialmente aquecida a 1200 ° C. A microestrutura martensítica de ripas finas altamente deslocadas, juntamente com a presença de minúsculos precipitados são as principais causas do aumento da resistência dos aços MART com o rebaixamento da temperatura de acabamento [13].

Na temperatura de revenimento mais alta, a cementita é esferoidizada e a ductilidade, assim como a tenacidade, se recuperam. Os carbeto poderiam ter um papel fundamental na força de martensita na têmpera, também indicou que a precipitação destes carbonetos durante o revenimento afeta significativamente a evolução das propriedades mecânicas dos aços martensíticos temperados. Em geral, o revenimento destes aços para componentes automotivos relevantes, apresenta problemas na faixa de temperatura de 200 – 400° C, os quais devem ser evitados, pois as propriedades de colisão se deterioram rapidamente com um tratamento nessa faixa de temperatura, em função do fenômeno fragilização ao azul, que diminui a ductilidade e tenacidade, através da precipitação de cementita nos contornos de grão e entre as agulhas de cementita. Para melhorar a tenacidade dos aços martensíticos a têmpera pode ser processada em combinação com vários métodos de têmpera [14]. Comparou-se os efeitos do processo de têmpera direta e da têmpera convencional, utilizando reaquecimento no processo de revenimento. Descobriu-se então, que na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço martensítico com baixo teor de carbono, a tensão de têmpera direta foi maior na têmpera direta do que no temperado com reaquecimento. A tenacidade a baixa temperatura do componente diretamente temperado e revenido foi inferior ao do componente reaquecido, temperado e revenido [15].

### 3. AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA (AHSS) – BAINÍTICOS

Durante os últimos anos, a Georgsmarienhütte GmbH, juntamente com a Hirschvogel Automotive Group desenvolveu dois aços que serão apresentados neste artigo. Um é um aço bainítico microligado, que pode ser forjado a quente ou aquecer em temperaturas de forjamento, se transformando nas propriedades desejadas do componente final, resfriado ao ar controlado. O aço bainítico (H2, 16MnCr5mod) pode até mesmo ser usado como um caso de endurecimento por precipitação, já o outro aço é um aço de carbono médio, adequado para forjamento a quente e endurecimento por indução [16].

A lacuna existente no grupo dos aços de alta resistência é destacada na Figura 2, sendo preenchida pelos aços bainítico. Na mesma figura, apresenta-se a resistência à tração final do grupo de aços em função de sua temperatura austenítica até a da microestrutura desejada [4].

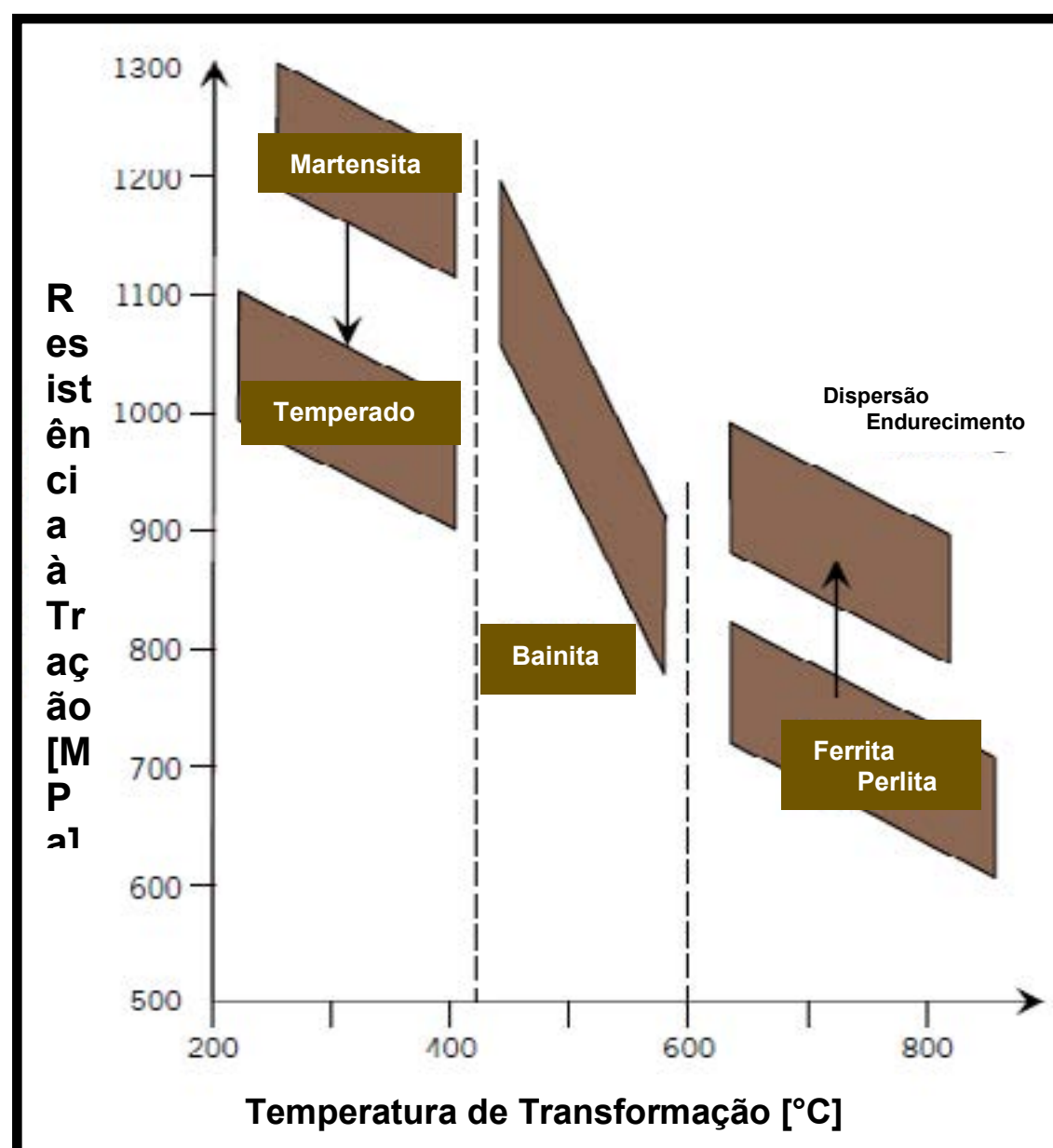


Figura 2 - Diagrama dos grupos de aço de acordo com a sua resistência final à tração em função da temperatura da austenitização até a da microestrutura desejada [4]. Adaptada.

O aço bainítico (H2, 16MnCr5mod) pode até mesmo ser usado como um caso de endurecimento por precipitação, já o outro aço é um aço de carbono médio, adequado para forjamento a quente e endurecimento por indução. [4]

### 3.1 Aços bainíticos estruturais (H2, 16MnCr5mod.)

Procurar soluções técnicas que combinem as vantagens de diferentes ligas e tratamentos térmicos é essencial neste processo. O endurecimento dos aços por precipitação mostra que suas propriedades mecânicas quando obtidas diretamente após um resfriamento proveniente da temperatura de forjamento não exige um tratamento térmico posterior. Além disso na maioria dos casos, uma operação de endireitamento e um teste final de trinca não são necessários, poupando tempo, energia e custo. No entanto, os aços endurecíveis por precipitação mostram menor resistência ao escoamento e impacto de entalhe energia em comparação com aços temperados e revenidos [16].

O microligado recentemente desenvolvido 16MnCr5 mod (H2 -Hirschvogel melt n° 2) usa deste potencial, combinando as vantagens do aço endurecidos por precipitação e a eliminação da etapa do processo de têmpera. Os aços endurecidos por precipitação resultam em redução de tempo e custos no processo final. Representado na Figura 3. [16]



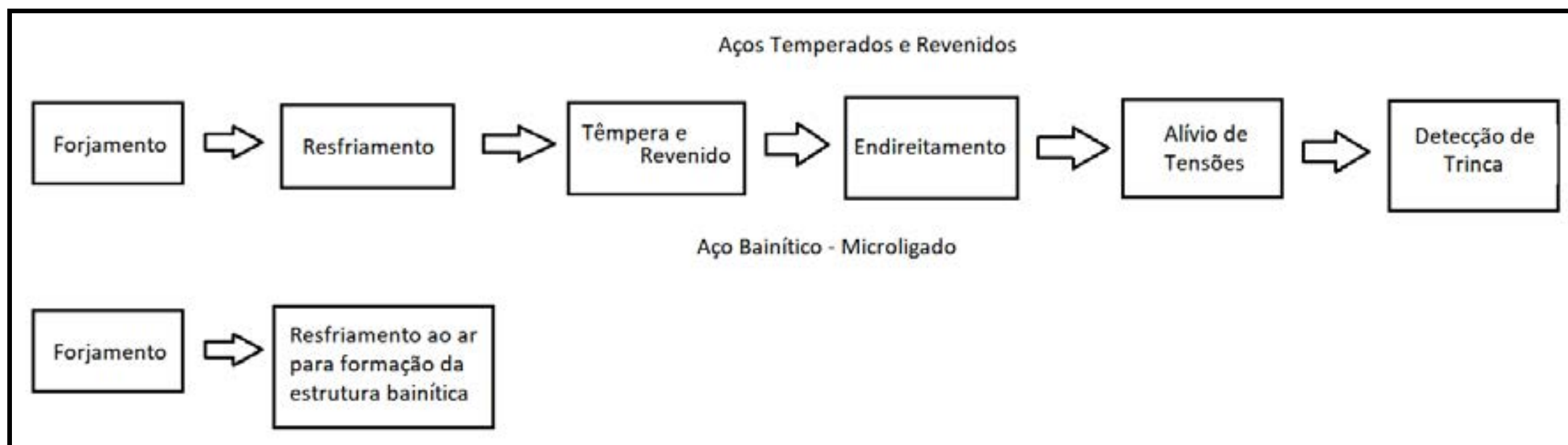


Figura 3 - Vantagens no processo de produção de um aço bainítico microligado comparado a um aço temperado [16]. Adpatada.

### 3.2 Composição Química (H2, 16MnCr5mod.)

O acesso a composição química do aço modificado, não foi disponibilizado nas referências utilizadas neste artigo, porém através da composição do aço DIN16MnCr5, conhecido na norma ABNT/SAE como 5115, se pode ter ideia da sua quantidade de carbono e elementos de liga, podendo-se avaliar sua relevância no processo. Representada pela Tabela 1 [17].

Tabela 1 – Composição Química do Aço Convencional DIN16MnCr5 [17].

ABNT/SAE	%C	%Mn	%P (máx)	%S (máx)	%Cr
5115	0,14 - 0,19	1,00- 1,30	0,035	0,035	0,80 – 1,10

Considerando o custo da adição de elementos de liga, o manganês e o cromo são os elementos mais indicados, sendo usados de fato nos aços bainíticos de alta resistência mecânica. Estas adições devem reduzir ao máximo a temperatura  $B_i$ , mas com mínima redução da temperatura  $M_i$ , mantendo-se o teor de carbono o resultado é um aço com maior resistência mecânica, como desejado. Sendo assim, a razão entre a redução da temperatura  $B_i$  (temperatura de início da formação da bainita) e a redução da temperatura  $M_i$  (temperatura de início da formação da martensita) deve ser máxima por percentual de elemento de liga adicionado [18]

Evidentemente o carbono é um elemento no qual a porcentagem não pode ser alterada, embora seja barato. Sendo assim, o aumento de resistência mecânica não deve ser conseguido com o aumento do teor de carbono, pois o aumento deste elemento diminuiria a resistência ao impacto. Os elementos de liga, tais como: cromo, manganês e molibdênio são as melhores escolhas, sendo que 0,5 % de molibdênio é o indicado para garantir a ocorrência de transformação bainítica. Entretanto, como o molibdênio é um metal de alto custo ao contrário do manganês e do cromo, que possuem custo moderado. Então, para este aço ABNT/SAE 5115 os elementos de custo moderado são usados em sua fabricação para que se obtenha a

microestrutura final bainítica, como se pode verificar na Tabela 1. O cromo e o manganês são adicionados usualmente para obtenção de aços bainíticos com resistência ao escoamento de ordem de 900 MPa e resistência à tração de cerca de 1200 MPa. [18]

Uma vantagem adicional do aço (H2, 16MnCr5mod.) é o seu design de liga de baixo custo sem molibdênio como elemento de liga. Juntamente com a economia no tratamento térmico, o (H2, 16MnCr5mod.) permite o desenvolvimento de peças de maior resistência em comparação com aços de endurecimento por dispersão. Por isso, esses aços podem ser substituídos como uma solução eficiente em termos de custos e de energia. Um exemplo é mostrado na Figura 4. Os custos para o aço e seu tratamento térmico, o forjamento e a operação de torneamento são comparados para o aço (H2, 16MnCr5mod.) e dois aços típicos para têmpera e revenimento [16].

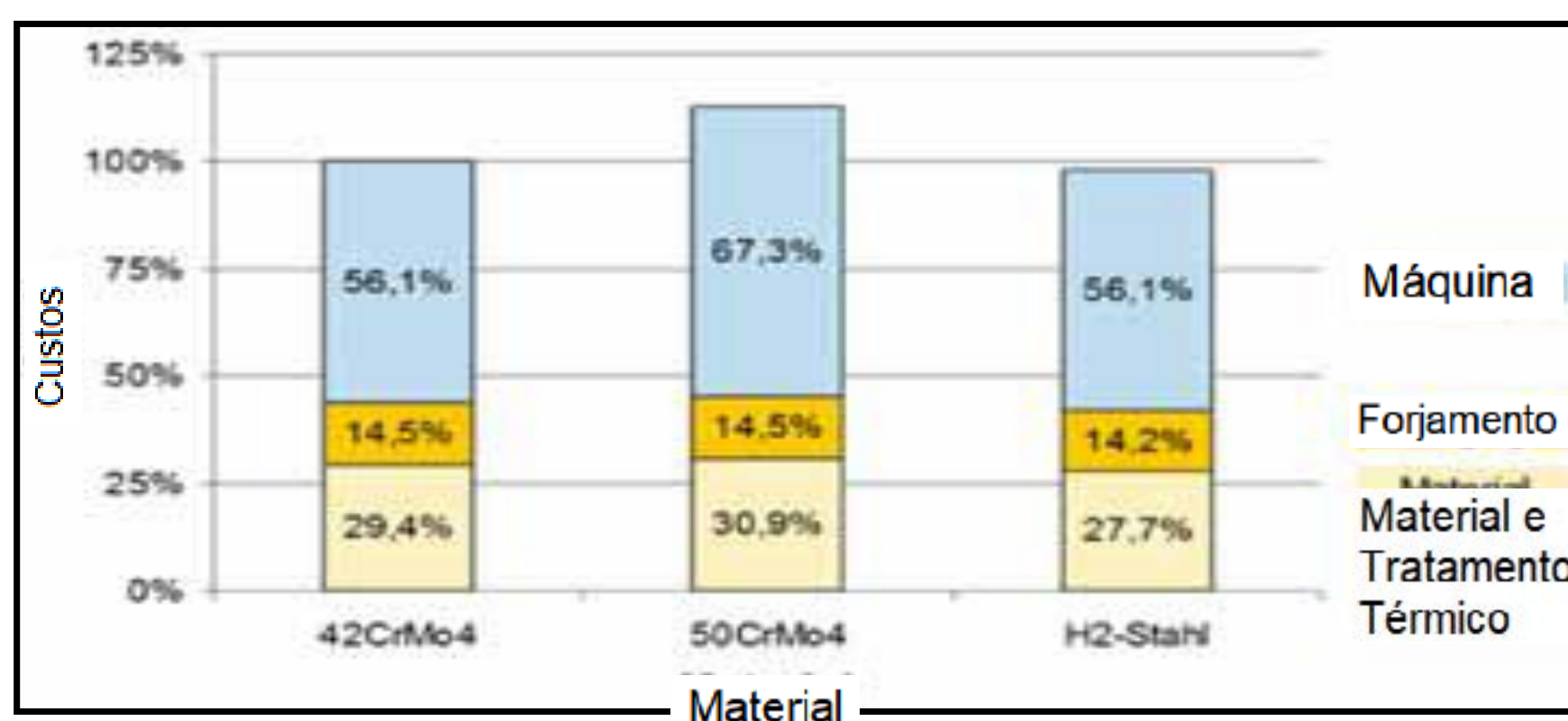


Figura 4 - Resumo dos diferentes tipos de custos para a produção de peças injetoras [19] e [20].

### 3.3 Propriedade Mecânicas (H2, 16MnCr5mod.)

Os dados representados na Tabela 2, apresentam uma comparação das propriedades mecânicas de um corpo injetor, que é usado nos atuais sistemas de injeção à diesel, representado na Figura 5. Este componente é produzido a partir de três tipos diferentes de aço por forjamento a quente. Pela comparação, pode-se notar que o aço H2 endurecível pelo ar apresenta propriedades mecânicas semelhantes às de temperado 42CrMo4. Isso se aplica à força de rendimento e à energia de impacto do entalhe.

Tabela 2 - Propriedades mecânicas dos corpos injetores forjados a quente [20]



Material	Resistência Mecânica (R <sub>m</sub> /MPa)	Limite de Escoamento (R <sub>p0,2</sub> /MPa)	Alongamento A/%	Z/%	Av/J
42CrMo4	940	850	15	57	95
50CrMo4	1170	1070	12	45	52
H2, 16MnCr5mod	1050	800	16	65	115



Figura 5 – Imagem representativa do componente forjado: Corpo Injetor para sistemas de injeção à diesel. [20]

Analisando o valor do rendimento de energia ao impacto, juntamente com a força de entalhe do aço (H2, modificado), a capacidade de usinagem deste aço deve ser levado em consideração. Pois, o teor de enxofre avaliado no aço (H2, 16MnCr5mod) foi de apenas 0,012% em peso. Juntamente com a ISF em Dortmund as propriedades de usinagem foram analisadas. Estas análises estão representadas na Figura 6, apresentando resultados promissores.

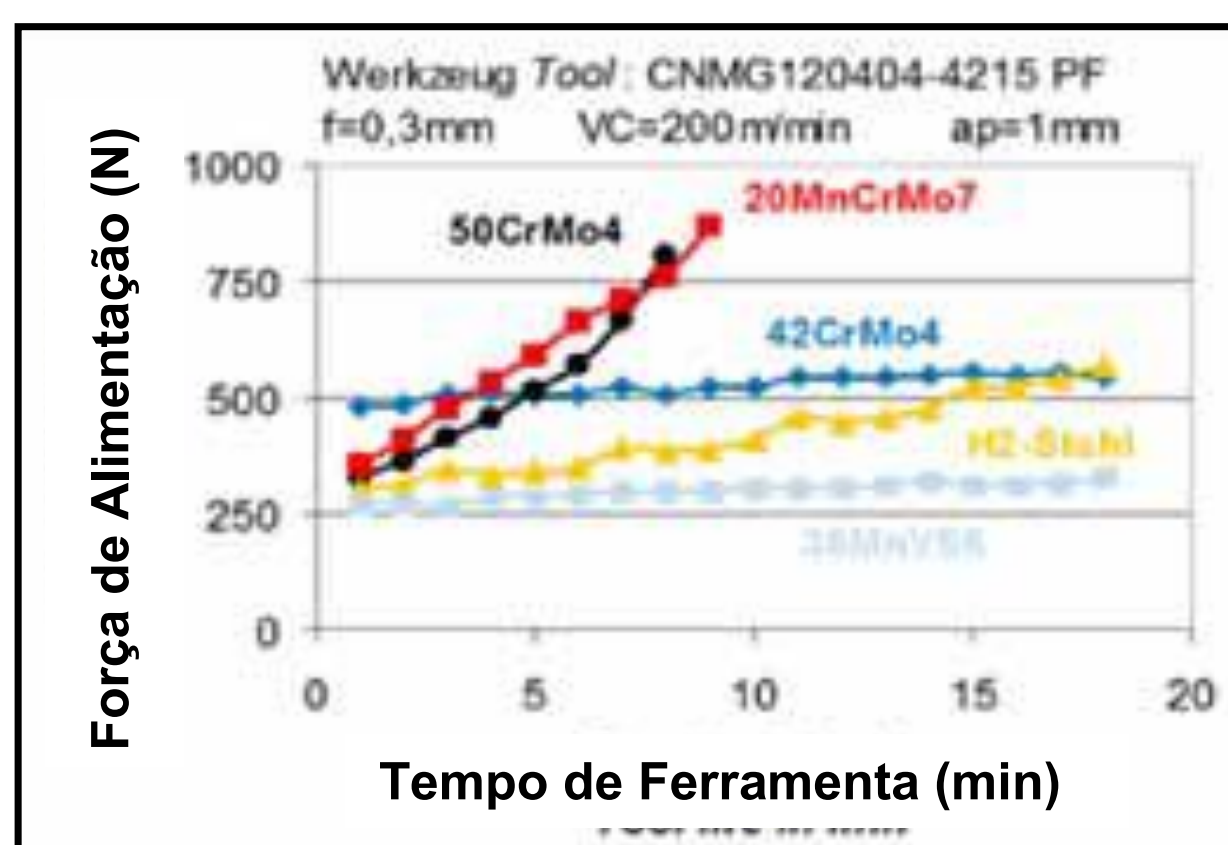


Figura 6– Resultados dos testes de usinagem do aço (H2, 16MnCr5mod) no ISF em Dortmund [20].

#### 4. CONCLUSÕES:

Os aços bainíticos dúcteis de alta resistência aços preenchem a lacuna entre esses dois grupos de aços (Q&T e AFP). Pesquisas realizadas no Instituto de Metalurgia Ferrosa (IEHK) do Departamento Técnico Universidade RWTH Aachen [21, 22], visando o desenvolvimento de uma liga bainítica. As ligas resultantes deste estudo apresentadas neste artigo, atingem uma

microestrutura bainítica simplesmente por resfriamento controlado de temperatura de forjamento.

Isso implica no controle do processo de resfriamento até a temperatura abaixo de 400 ° C.

Um tipo de aço bainítico já comercialmente disponível é o 20MnCrMo7 [23]. A estrutura bainítica desejada é alcançada unicamente se adicionando manganês, cromo e algum molibdênio. Da mesma forma, o (H2, 16MnCr5mod) de aço de baixo custo com sua microestrutura bainítica alcança níveis de força atraentes sem tratamento térmico adicional. Um vital aspecto ao desenvolver novos tipos de aço é a sua usinabilidade. Para o 20MnCrMo7, foram comparadas características, tais como tempo de torno mecânico e profundidade de perfuração com as do aço 42CrMo4. O aço bainítico prova ser mais difícil de usinar, principalmente devido sua maior dureza [24].

## Referências

- [1] WordAutoSteel. Advanced high-strength steels application guidelines (version 5.0). WorldAutoSteel; May 2014.
- [2] Wu H, Ju B, Tang D, Hu R, Guo A, Kang Q, et al. Effect Nb addition on the microstructure and mechanical properties of an 1800 MPa ultrahigh strength steel. *Mater Sci Eng, A* 2015;622:61–6.
- [3] Yamazaki K, Mizuyama Y, Oka M, Tsuchiya H, Yasuda H. Recent advances in ultrahigh-strength sheet steels for automotive structural use. *Nippon Steel Tech Rep* 1995;64:37–44.
- [4] Raedt, Hans-Willi & Speckenheuer, Ulrich & Klaus Vollrath, Dipl.-Ing. (2012). *New Forged Steels Energy-efficient Solutions for Stronger Parts*. ATZautotechnology. 12. 10.1365/s35595-012-0089-9.
- [5] WORLDAUTOSTEEL. Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines. Version 4.0, March 2009
- [6] INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE (IISI-AutoCO). AHSS Guidelines. Version 1.0, 2004.
- [7] KUZIAK, R. et al. Advanced High Strength Steels for Automotive Industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. Vol.VIII, Nº.2, 2008.
- [8] Schifferl, H.; Zamberger, S.; Jöller, A.: Alternative Alloying Concepts for Heat-treatable Engineering Steels. 3rd International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5 – 9, 2011, Salzburg, Austria, 2011.
- [9] Janßen, P.; Engineer, S.: New Metallurgical Concepts for Improving Machinability of Steels. 3rd International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5 – 9, 2011, Salzburg, Austria, 2011.
- [10] Riedner, S.; van Soest, F.; Kunow, S.: B-alloyed Quench and Temper Steels – an Option to Classic CrMo and CrNiMo Quench and Temper Steels. 3rd International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5 – 9, 2011, Salzburg, Austria, 2011.
- [11] Zhao J, Jiang Z, Lee CS. Functions of tungsten alloying in microalloyed steels. Nova Science Publishers; 2014.
- [12] Bandyopadhyay PS, Ghosh SK, Kundu S, Chatterjee S. Evolution of microstructure and mechanical properties of thermomechanically processed ultrahigh-strength steel. *Metall Mater Trans A* 2011; 42:2742–52.
- [13] Bandyopadhyay PS, Kundu S, Ghosh SK, Chatterjee S. Structure and properties of a low-carbon, microalloyed ultra-high-strength steel. *Metall Mater Trans A* 2011;42:1051–61.
- [14] Massardier V, Goune M, Fabregue D, Selouane A, Douillard T, Bouaziz O. Evolution of microstructure and strength during the ultra-fast tempering of Fe-Mn-C martensitic steels. *J Mater Sci* 2014; 49:7782–96.
- [15] Duan Z, Li Y, Zhang M, Shi M, Zhu F, Zhang S. Effects of quenching process on mechanical properties and microstructure of high strength steel. *J Wuhan Univ Technol – Mater Sci Ed* 2012;27:1024–8.
- [16] Robert F. Lange, Oliver Rösch, Christophe Beyer, Angela Kotte, Hans-Willi Raedt, Head of Technical Customer Support, Head of Steel Application Development, Georgsmarienhütte GmbH, Research & Development, Hirschvogel Automotive. Development of High Strength Steels for Energy Efficient Process Chains in Forging Industry. In Proceedings of the 4th International Conference on Steels in Cars and Trucks (SCT) 2014, Braunschweig, Germany, 15–19 June 2014.
- [17] <http://www.favorit.com.br/produtos/acos-construcao-mecanica/aco-din-16-mn-cr5-5115>. Acesso dia 30/07/2019.
- [18] <https://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=197>. Acesso dia 30/07/2019



- [19] Beyer, C., Weidel, S., Raedt, H.-W.: Konstruktion, September 9-2012, IW 8.
- [20] Beyer, C., Gervelmeyer, J., Raedt, H.-W., Rösch, O.: Konstruktion, September 9-2013, IW 6.
- [21] Keul, C.; Mosecker, L.; Bleck, W.; Rekersdrees, T.; Stüber, A.; Schliephake, H.; Beyer, C., Raedt, H.-W.: New Developments in the material and Process Design of Forged Components in the Automobile Industry. 3rd International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5 – 9, 2011, Salzburg, Austria, 2011.
- [22] Projekt AVIF A 228: Neue Werkstoffe und angepasste Prozessketten für höherfeste Stahlwerkstoffe (AFP) in geschmiedeten Strukturbauteilen. Industrieverband Massivumformung (IMU), 2006.
- [23] Engineer, S.; Justinger, H.; Janßen, P.; Härtel, M.; Hampel, C.; Randelhoff, F.: Technological Properties of the New High Strength Bainitic Steel 20MnCrMo7. 3rd International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5 – 9, 2011, Salzburg, Austria, 2011.
- [24] Biermann, D.; Felderhoff, F.; Engineer, S.; Justinger, H.: Machinability of High-strength Bainitic Steel 20MnCrMo7. 3rd International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5 – 9, 2011, Salzburg, Austria, 2011.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Análise de dobramento de Chapas de Aço de Elevada Dureza

M. B. Cournelius <sup>(1)</sup>

R. M. Nunes <sup>(2)</sup>

### RESUMO

No presente trabalho, é avaliado o processo de dobramento de aços de alta resistência ao desgaste, sendo empregado como material de estudo a chapa de aço de Hardox 500. Este material, trata-se de um aço especial, de elevada resistência mecânica, e que possui alta dureza, estimada de 500 HBW. Estas propriedades, conferem a este material, um ótimo comportamento quando submetido a condições de abrasividade. Todavia, esta classe de material, possui comportamento peculiar quando submetido a processos de conformação mecânica, dentre eles o dobramento. Para a realização deste estudo, amostras deste material foram ensaiadas quanto a anisotropia, tração e dobramento com o objetivo de caracterizá-lo mediante ao processo empregado. Através da realização do ensaio de anisotropia obteve-se um valor relativamente próximo de 1, o que indica uma boa característica do material aos processos de conformação de chapas metálicas, tais como estampagem e dobramento, mantendo as amostras com boa proporcionalidade geométrica. Já com o ensaio de tração, o material comprovou a sua alta resistência mecânica, apresentando valores de tensão de escoamento no sentido perpendicular de laminação de aproximadamente 1513 MPa e de 1441 MPa no sentido paralelo. Enquanto que no processo de dobramento, o Hardox apresentou baixa conformabilidade quando aplicadas ferramentas de conformação de baixo raio de curvatura, no raio de 3 mm observou-se ruptura em algumas amostras, enquanto para raios de 12 e 15 mm, não houveram alterações consideráveis, mostrando uma ótima conformabilidade do material sobre esta condição.

**Palavras Chave** — Dobramento, Alta Resistencia, Elevada Dureza, Resistencia ao Desgaste, Hardox.

<sup>(1)</sup> Engenheiro Mauricio Boeira Cournelius, mauricio.cournelius@outlook.com

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. ; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brazil.



## 1. INTRODUÇÃO

A indústria está constantemente buscando desenvolver-se, seja em seus processos, materiais ou produtos, sempre em busca de tornar-se mais competitivo, eficiente, reduzindo custos e desperdícios. Um dos focos desta constante busca por diferenciais, está na classe de materiais empregados em seus produtos, sendo o mais reconhecido no mercado, a indústria automobilística. Toda via, outros veios industriais também anseiam por estas aplicações, tais como siderurgia, mineração e aeronáutica.

No caso da indústria de mineração, a resistência a abrasão é uma importante premissa a ser atingida, devido ao fato de serem submetidos a elevadas condições de severidade, onde destaca-se a necessidade de considerável resistência a abrasão. Aços que apresentam esta propriedade, geralmente são acompanhados de outras importantes propriedades, como elevada resistência mecânica e dureza. Esta classe de material pode também ser aplicada de diversas formas, tomando-se como referência, chapas laminadas, as quais possibilitam uma ampla área de aplicação.

Os estudos atualmente desenvolvidos neste campo de conformação de materiais, apresentam determinada limitação, pois aços de elevada resistência abrasiva, demonstram condições particulares quando sujeitos a deformações plásticas. Questões fundamentais no emprego de processos de conformação de chapas metálicas, como por exemplo, estampagem e dobramento, ainda permanecem sem grande aprofundamento.

Kaupper et. Al. [3] citam que os limites de dobramento para aços de alta resistência ainda não foram totalmente abordados até hoje. Trabalhos recentes lidam com a determinação experimental de falhas e a aplicação de modelos numéricos aperfeiçoados para prevê-las, mas a influência da microestrutura ainda não é totalmente compreendida. Dentro da conformação a frio, a microestrutura multifásica leva a um comportamento de falha alterado em comparação com a chapa de aço convencional. Apesar de vários procedimentos experimentais na literatura e na indústria, a avaliação dos resultados de dobramento em termos de danos e falhas ainda é um grande problema nos laboratórios e na produção em série, falhas em dobramento são analisados em relação à aplicação, com base na experiência e, em muitos casos, subjetivamente e intuitivamente.

No trabalho de [9], observa-se que um dos principais problemas da conformação de aços de alta resistência, é a ocorrência mais precoce de fraturas e, portanto, a conformabilidade restrita, o que deve-se às características particulares da microestrutura e interações entre diversas fases. Portanto, a previsão de deformação e comportamento de fratura destes aços ainda necessita ser aprimorada, por outro lado, procedimentos de conformação complexos, com várias etapas ou sucessivas, são frequentemente empregados para atingir com sucesso a forma final de uma peça

Neste estudo, amostras de Hardox 500 foram submetidas a ensaios de tração, anisotropia e dobramento, no qual em ambas as análises, serão comparados os resultados obtidos utilizando-se dois sentidos distintos de laminação, ou seja, na tração e no dobramento, os corpos de prova serão paralelos e perpendiculares ao sentido de laminação. Objetiva-se encontrar limitações e possibilidades para a conformação deste tipo de material, que tende a apresentar comportamento frágil quando submetido a processos de conformação. No dobramento ainda foram aplicados distintos raios de ferramenta, objetivando-se identificar a dimensão ideal para o material.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Material

O estudo será desenvolvido em chapas de aço laminadas, de Hardox 500, com espessura de 3 milímetros, submetida ao processamento térmico de tempera ao longo de toda a sua espessura. Conforme indica o fabricante, este material possui dureza aproximada de 500 HBW, que é a dureza Brinell determinada por meio de um penetrador de esfera de carboneto de tungstênio, além de possuir elevada resistência ao escoamento, sendo de aproximadamente 1400 MpaMPa.

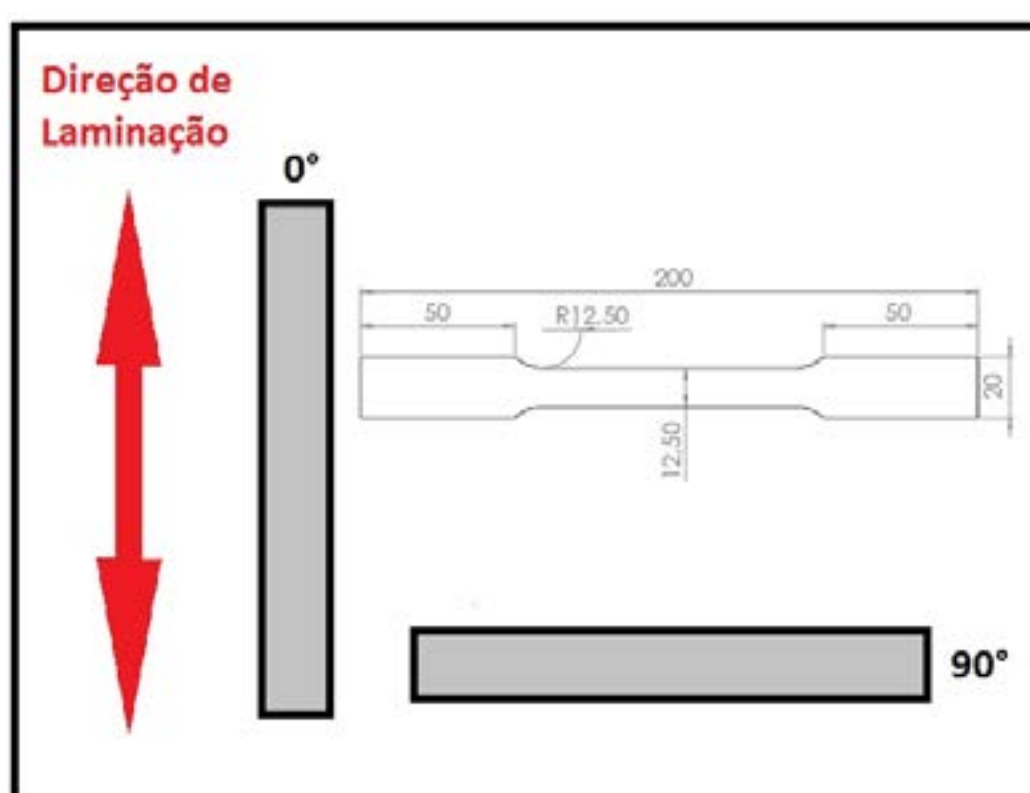
**Tabela 1** - Composição Química Hardox 500. Fonte [8]

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	Mo %	B %
0,3	0,7	1,6	0,02	0,01	1,5	1,5	0,6	0,005

## 2.2. Ensaio de Tração

Para este estudo o ensaio de tração ocorrerá com uma variável, o sentido de laminação. Na Figura 1, é possível observar esquematicamente a forma de obtenção das amostras a partir da chapa original, bem como também a geometria dos mesmos, observa-se que tratam-se de amostras obtidas a 0° e 90° com relação ao sentido de laminação do material. Os corpos de prova serão preparados através de um processo de corte a laser, processo esse de baixo risco a integridade das peças.

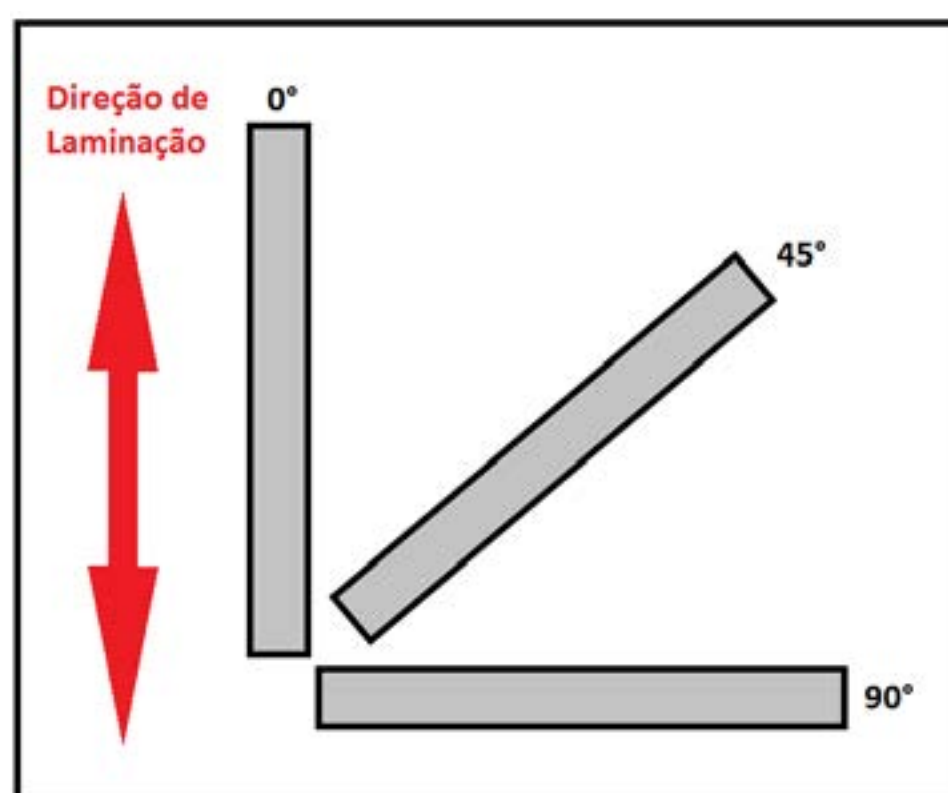
O procedimento do ensaio de tração é regido por normas, no qual para este estudo a ASTM E8/E8M foi utilizada como base de referência. Os ensaios de tração foram realizados em um equipamento de ensaios EMIC com capacidade de 600kN, no qual os corpos de prova foram fixados entre as pinças do equipamento, sendo então submetidas a um esforço de tração, até o seu rompimento, com adoção de uma velocidade de deslocamento da parte móvel do equipamento constante no valor de 5 mm/min. Para cada sentido de laminação serão ensaiados dez corpos de prova, ou seja, foram analisados um total de 20 corpos de prova, 10 deles obtidos paralelamente a laminação e outros 10 perpendiculares.



**Figura 1** - Amostras para ensaio de tração

## 2.3. Anisotropia

A realização do ensaio de anisotropia foi de acordo com a norma ASTM E-517. Desta forma, com base nos resultados obtidos nos ensaios, pode-se descrever se o Hardox apresenta algum comportamento distinto, conforme o sentido de laminação. Na Figura 2, é possível observar sucintamente o procedimento de retirada das amostras a partir da chapa laminada.



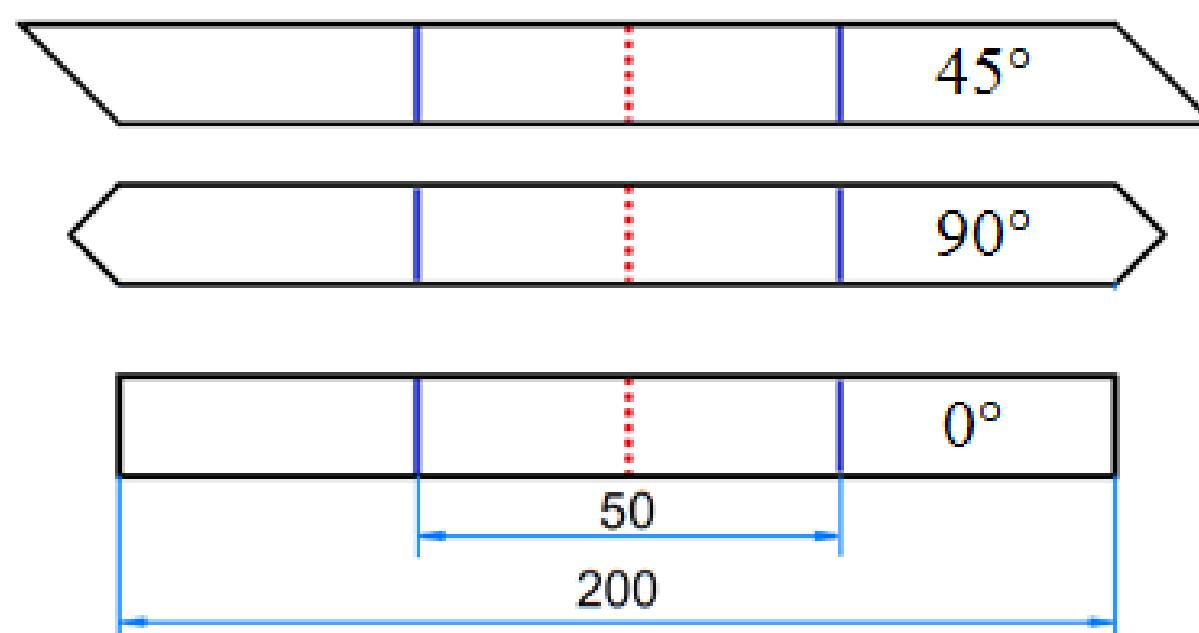
**Figura 2** - Orientação das amostras para realização do ensaio de anisotropia

Para cada sentido de laminação foram estudados oito exemplares, possibilitando assim uma



repetitividade dos dados. Os ensaios de anisotropia foram realizados na máquina universal de ensaios EMIC, mesmo utilizado nos ensaios de tração. A velocidade de deslocamento do cabeçote móvel será constante de 5 mm/min, aplicando-se um deslocamento máximo de 9 mm. Apesar de possuir um procedimento de ensaio similar ao de tração, na anisotropia não deve ocorrer ruptura das amostras, mas sim apenas um alongamento.

Os dados da anisotropia de uma material é obtido por meio da análise comparativa das dimensões do corpo de prova anterior e posterior a realização do ensaio, desta forma, marcações são realizadas nas amostras, com 25 mm acima e abaixo da linha de centro, totalizando uma área com comprimento de aproximadamente 50 mm, como pode ser observada na Figura 3. O valor da distância entre estas marcas é mensurada com um paquímetro antes e após a aplicação da carga e deslocamento, com objetivo de obter os valores exatos, bem como também para a largura.



**Figura 3** - Identificação para medição nas amostras

O coeficiente de anisotropia ( $r$ ), pode ser determinado por duas equações, em uma primeira é considerada a variação de largura e espessura, porem na segunda equação possível, apenas a largura e comprimento são levados em consideração, essa modificação matemática se torna importante devido as pequenas deformações que podem decorrer sobre a espessura, o que gera uma possibilidade de erro na obtenção dos resultados, logo para a este estudo será aplicada a Equação 1. As deformações de largura e de comprimento, em ambos os casos pode ser determinada pela equação 2. Já o coeficiente médio de anisotropia, pode ser determinado por sua vez, por meio da Equação 3.

$$r = \frac{\varphi_b}{-(\varphi_b + \varphi_l)} \quad (1)$$

$$\varphi_b = \ln \frac{b}{b_0} \quad (2)$$

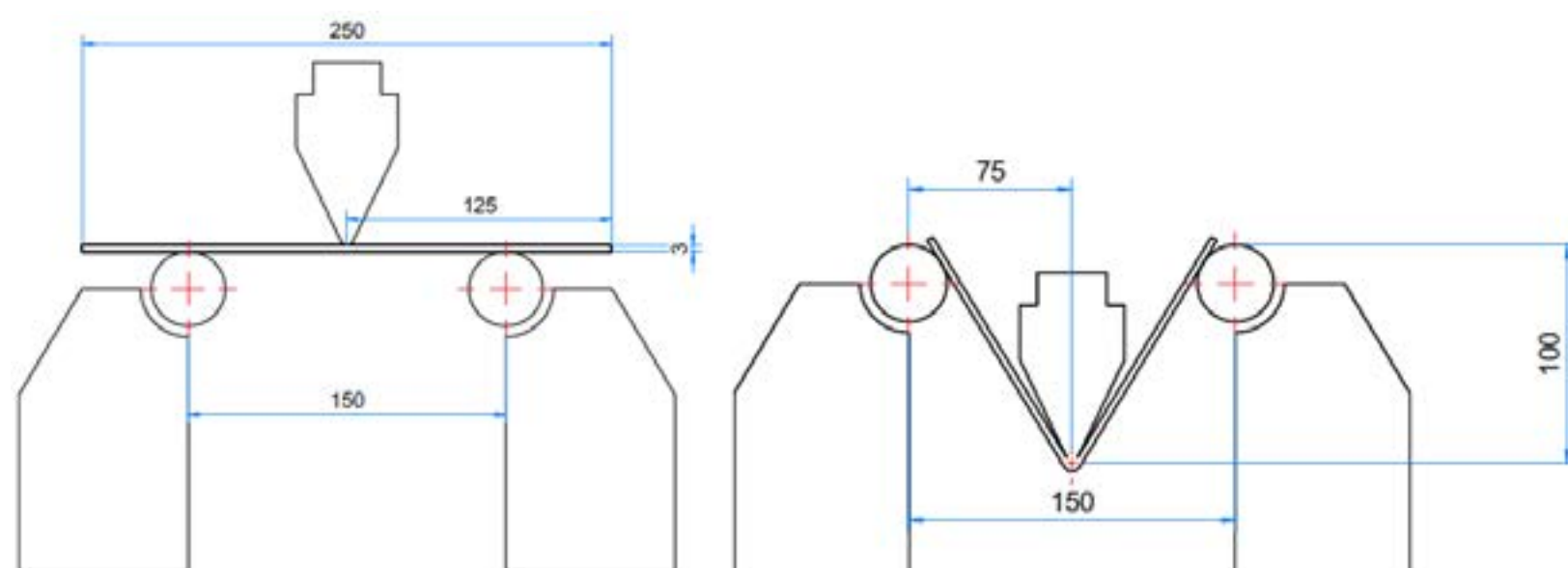
$$r_m = \frac{r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (3)$$

#### 2.4. Dobramento

O grande foco deste trabalho está na avaliação e caracterização de aços de elevada resistência mecânica e dureza quando submetidos ao processo de conformação mecânica de dobramento. Este tipo de material possui um comportamento profundamente particular quando submetidos a conformação, com a peculiaridade no fato de possuir elevado índice de dureza, o que eleva o desgaste de matrizes e ferramentas, além de reduzir a sua capacidade de deformação.

O processo de conformação por dobramento de três pontos foi adotado neste estudo, assim como na pesquisa apresentada por [4]. Neste procedimento as amostras foram posicionadas sobre uma matriz, de forma a ficarem apoiadas em suas extremidades sobre os roletes, ficando assim livres para se deslocarem de acordo com a força aplicada pelo punção, onde objetiva-se a obtenção de peças em formato de "V". É possível analisar na representação da Figura 4, o posicionamento das

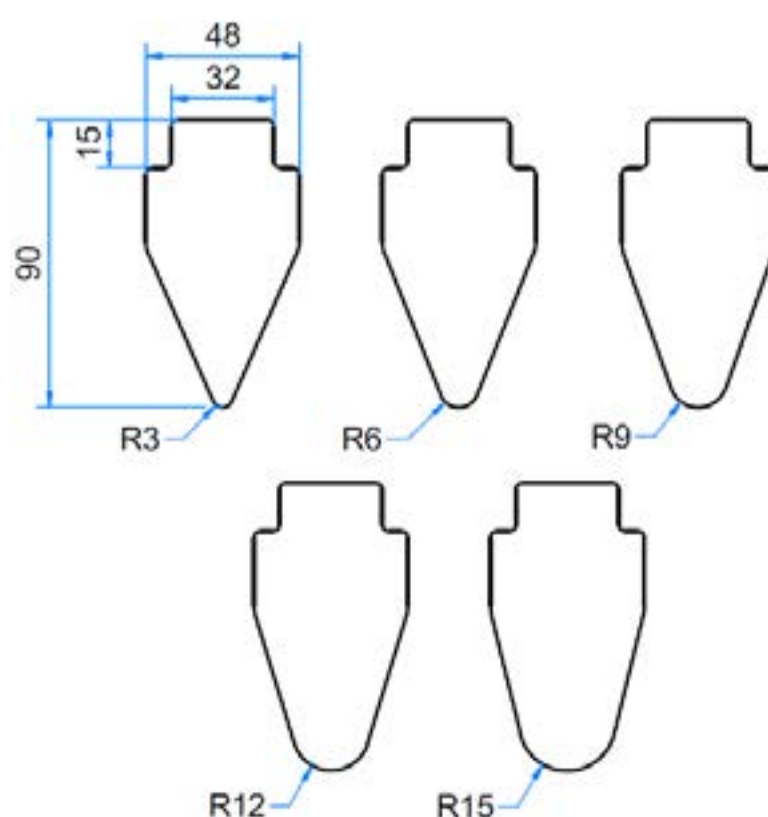
amostras para a realização dos estudos, onde o deslocamento total do punção aplicado foi sempre de 100 mm.



**Figura 4 - Ensaio de dobramento**

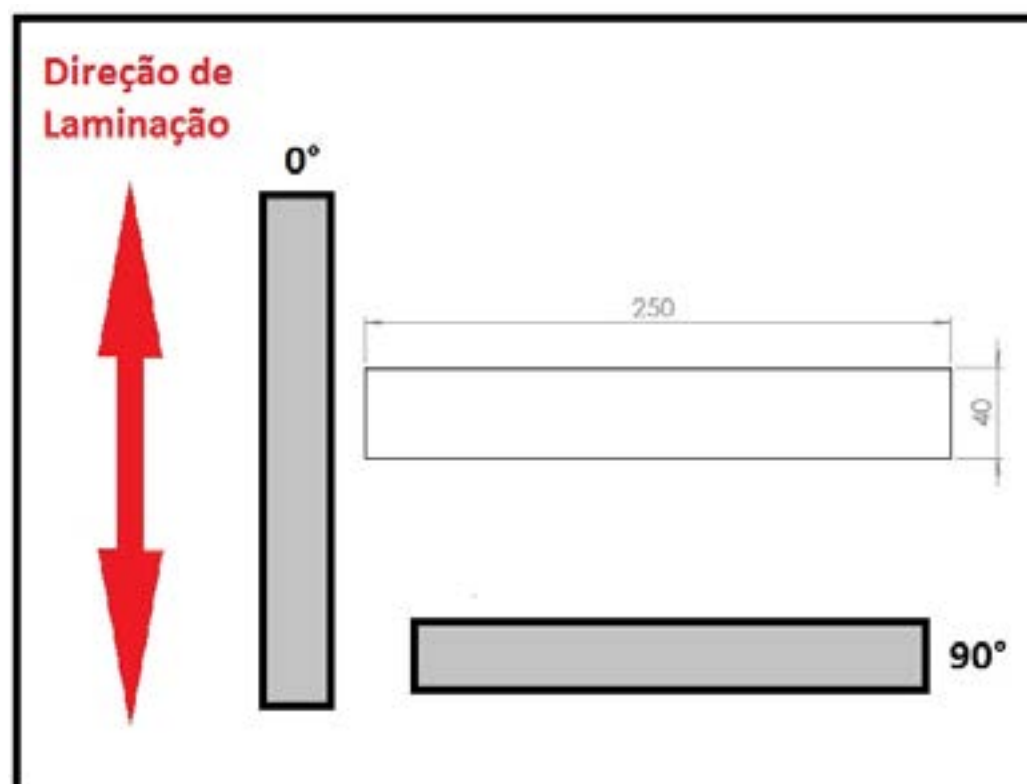
Os ensaios ocorreram de forma a contemplar algumas das principais variáveis do processo de conformação por dobramento, sendo eles o raio da ferramenta e o sentido de laminação do material estudado. A primeira variável trata-se do raio dos punções, na Figura 5, é possível observar a geometria do ferramental aplicado para os ensaios, no qual são todos eles fabricados em aço SAE 4340, tratados termicamente por tempera e revenimento, nota-se que serão um total de cinco punções, onde os mesmos possuem basicamente a mesma geometria, alterando-se apenas o raio de dobramento, sendo estes de respectivamente 3, 6, 9, 12 e 15 mm.

Além da variável do raio dos punções, o sentido de laminação também será alternado neste estudo, onde amostras serão obtidas por meio do processo de corte a laser, com orientação de 0° e 90° com relação ao sentido de laminação, assim como nos ensaios de tração anteriormente citados, como pode ser representado por meio da Figura 6.



**Figura 5 - Punções utilizados para o dobramento, 3, 6, 9, 12, 15 mm de raio respectivamente**





**Figura 6** – Desenho esquemático da retirada das amostras em relação ao sentido de laminação da chapa

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 3.1. Ensaio de Tração

Com o ensaio de tração realizado sobre 20 amostras, sendo 10 no sentido paralelo e 10 perpendicular a laminação é possível realizar a Tabela 2, onde observa-se a apresentação dos dados de tensão de escoamento e de tensão máxima obtida nos ensaios. Logo detecta-se que os valores de tensão apresentados para as amostras perpendiculares são superiores.

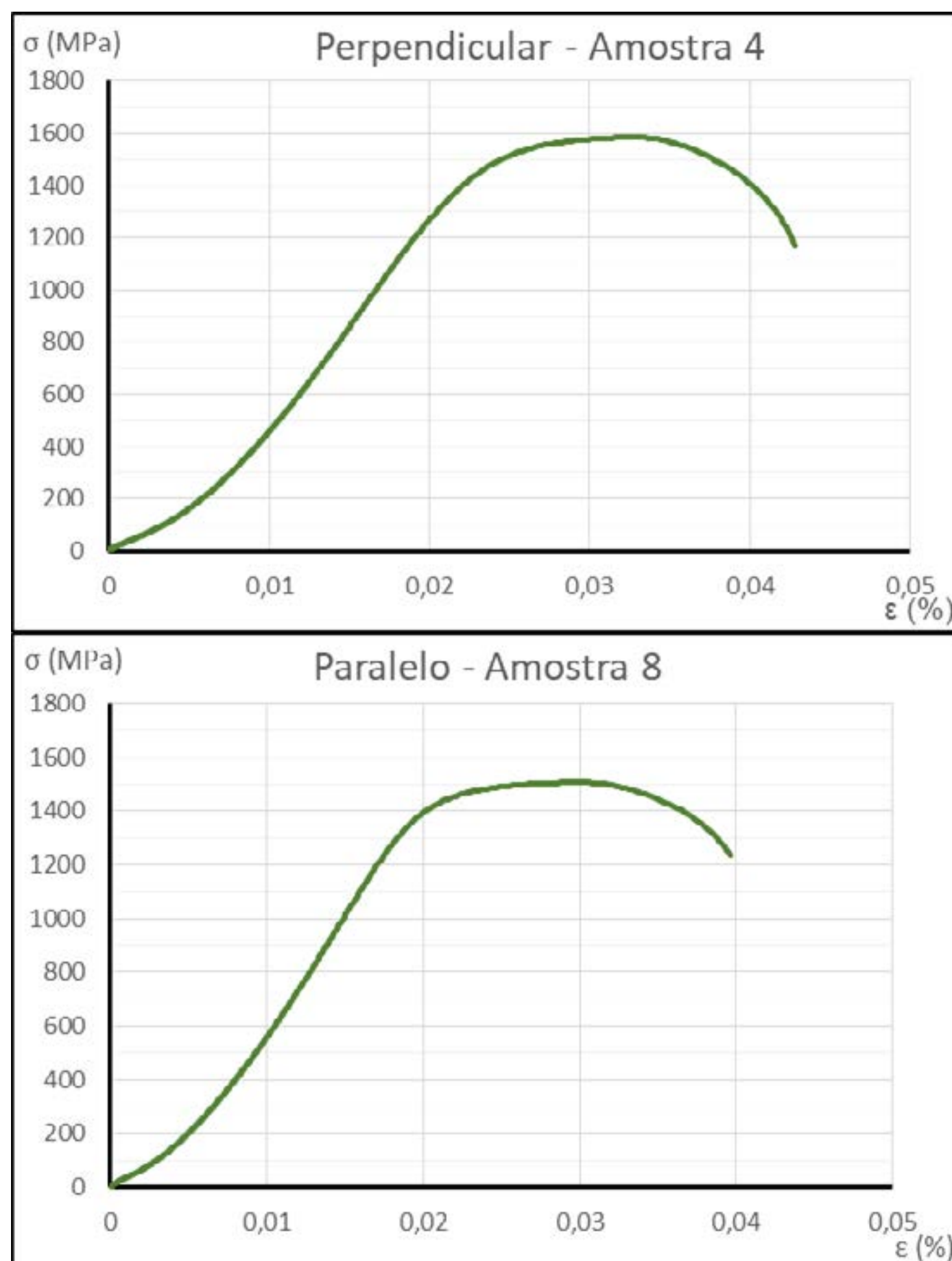
A tensão de escoamento obtida para os espécimes perpendiculares a laminação ficou em uma média de 1513 MPa, é importante avaliar que o desvio padrão para essa situação de estudo ficou de aproximadamente 44 MPa, sendo assim, demonstra-se que apenas dois corpos de prova ficaram acima deste desvio, o que sugere uma convergência dos valores obtidos. Enquanto que para o sentido paralelo, a média da tensão de escoamento foi de 1441 MPa, com desvio padrão de 34 MPa, sendo que para este caso apenas 3 amostras apresentaram valores maiores do que um desvio padrão da média, porém ainda sim convergindo em valores, sem apresentarem grande discrepância.

**Tabela 2** - Dados obtidos no ensaio de tração

Tensões - Perpendicular			Tensões - Paralelo		
Amostra	Máxima Tensão	Tensão Escoamento	Amostra	Máxima Tensão	Tensão Escoamento
1	1636	1561	1	1465	1395
2	1575	1492	2	1530	1468
3	1629	1548	3	1500	1431
4	1585	1503	4	1517	1447
5	1609	1545	5	1525	1446
6	1623	1546	6	1490	1437
7	1595	1512	7	1569	1520
8	1580	1494	8	1506	1439
9	1473	1409	9	1451	1393
10	1577	1515	10	1494	1431
<b>Média</b>	1588	1513	<b>Média</b>	1505	1441
<b>Desvio Padrão</b>	44	42	<b>Desvio Padrão</b>	32	34
<b>Média + Desv</b>	1632	1554	<b>Média + Desv</b>	1537	1475
<b>Média - Desv</b>	1544	1471	<b>Média - Desv</b>	1473	1407

Sendo assim, é possível afirmar que o Hardox 500 apresentou uma maior resistência ao ensaio no sentido perpendicular a laminação, com 72 MPa superior ao sentido paralelo. Toda via, mesmo que apresentem um valor distinto, ambos são muito próximos, e indicam que no caso de aplicação do material, quanto a resistência, não devem haver grandes variações em seu comportamento

É possível destacar ainda que os valores de tensão máxima e de tensão de escoamento não ficaram muito distintas, o que ressalta o comportamento frágil do material em estudo, no qual o mesmo apresenta uma pequena deformação plástica quando submetido ao ensaio de tração, o que pode ser confirmado pelo gráfico de tensão e deformação ilustrado na Figura 7, onde observa-se o comportamento dos espécimes quatro do sentido perpendicular e oito do paralelo, amostras essas que se mantiveram mais próximos a média dos resultados.



**Figura 7** - Curva tensão deformação característica para duas amostras analisadas

### 3.2. Anisotropia

No ensaio de anisotropia, um total de 24 amostras foram ensaiadas, sendo oito para cada sentido de laminação. Na tabela 3, é possível observar a compilação dos dados obtidos, que são a largura, comprimento e espessura antes e após o ensaio, bem como o resultado já obtido do coeficiente de anisotropia por amostra, sendo que ao final é apresentada uma média aritmética de todas as amostras para um determinado sentido de estudo.



Observa-se pelos resultados obtidos, que os valores possuem uma pequena flutuação, porem apresentam médias convergentes a um, sem grandes desvios numéricos, ainda é possível observar que o coeficiente médio de anisotropia apresenta valor de um. Nota-se que para o estudo de anisotropia, quanto mais estes valores aproximam-se de um mais isotrópico ele tende a ser, logo para este caso o material aproximasse do conceito de isotrópico, ou seja, não apresenta uma considerável variação do comportamento conforme o sentido de laminação, e tende a sofrer pequenas alterações de sua espessura quando submetido a processos de conformação de chapas metálicas, tais como dobramento e estampagem, mantendo assim a sua proporcionalidade geométrica.

**Tabela 3 – Dados ensaio de anisotropia**

		0°			45°			90°		
		Antes	Depois	r	Antes	Depois	r	Antes	Depois	r
1	Largura	19,99	19,91	1,237	19,95	19,75	0,950	20,05	19,74	0,847
	Comprimento	48,09	48,44		47,86	48,86		48,33	50	
	Espessura	3,06	3,01		3,03	3,01		3,03	3,01	
2	Largura	19,97	19,81	1,028	19,9	19,76	0,679	20	19,91	0,726
	Comprimento	48,13	48,9		47,12	47,95		47,32	47,83	
	Espessura	2,98	2,93		3,03	3,02		3,03	3,02	
3	Largura	19,97	19,83	0,706	19,95	19,72	2,158	20	19,78	0,536
	Comprimento	48,4	49,23		47,33	48,14		48,45	50,01	
	Espessura	3,05	3,03		3,04	3,03		3,03	3	
4	Largura	19,98	19,87	1,389	19,9	19,67	0,902	20,05	19,88	0,509
	Comprimento	48,21	48,67		47,55	48,73		46,96	48,16	
	Espessura	3,02	3		3,03	2,99		3,05	3,02	
5	Largura	19,98	19,88	0,861	19,95	19,69	1,772	20	19,79	0,607
	Comprimento	48,6	49,13		48,23	49,23		47,64	48,99	
	Espessura	3,05	3,03		3,04	3,02		3,02	3,01	
6	Largura	19,97	19,8	0,990	19,9	19,65	0,747	20,05	19,77	1,044
	Comprimento	48,45	49,29		47	48,41		47,64	48,97	
	Espessura	3,01	3		3,03	3,01		3,03	3	
7	Largura	19,99	19,76	0,677	19,95	19,72	2,047	20,05	19,85	0,877
	Comprimento	48,15	49,55		47,67	48,5		47,96	49	
	Espessura	3,02	2,99		3,04	3,02		3,03	3,01	
8	Largura	19,98	19,84	1,099	19,9	19,72	0,718	20,05	19,89	1,357
	Comprimento	48,07	48,72		47,77	48,82		47,1	47,76	
	Espessura	3,02	3		3,05	3,02		3,04	3,02	
		0,998			1,247			0,813		
					Rm 1,0761					

### 3.3. Dobramento

O ensaio de dobramento foi realizado sobre cinco raios de conformação distintos, sendo que em cada raio, seis amostras foram conformadas, no qual três foram no sentido perpendicular e outras três no sentido paralelo de laminação. Todas as amostras foram ensaiadas sobre a mesma metodologia, logo a base de comparação entre o comportamento entre estas é a mesma.

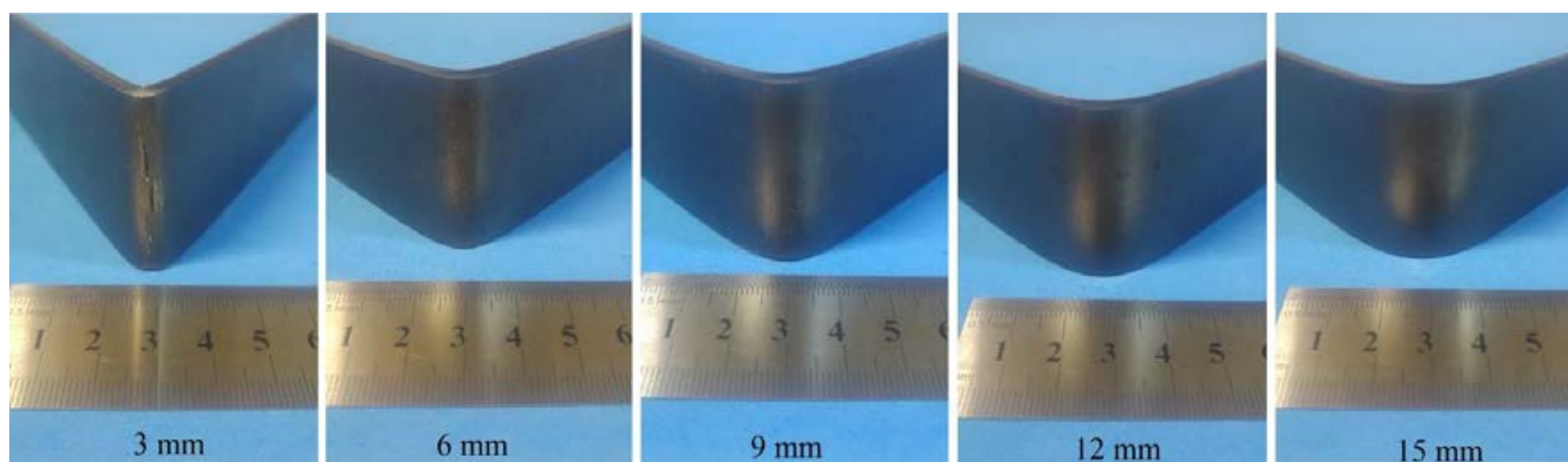
Para condição, das amostras obtidas paralelamente ao sentido de laminação, nenhum corpo de

prova chegou a apresentar rompimento, entretanto, no caso dos raios de conformação de 3, 6 e 9 mm grande parte das amostras apresentaram estrias, que podem vir a causar possíveis nucleações de trincas, sendo que no raio de 3 mm, estas marcas são mais contundentes. Já para os raios de punção de 12 e 15 mm, não houveram consideráveis alterações na integridade do material.

Já para o sentido perpendicular ao sentido de laminação, como pode ser observado na Figura 8, as amostras conformadas a 3 mm de raio, apresentaram rompimento, enquanto no caso de 6 e 9 mm, algumas estrias se tornaram presentes, o que assim como no caso de análise paralela a laminação, pode causar fissuras ou até mesmo a falha do componente em serviço. Já no raio de 12 e 15 mm, as amostras também não apresentaram alterações.

Desta forma é possível afirmar que o raio de conformação de 3 mm, é extremamente crítico para o material, podendo causar o rompimento do material e a inutilização do componente. Já para os raios de 6 e 9 mm, ainda não obteve-se um comportamento ideal, pois mesmo não havendo a falha catastrófica, os espécimes apresentaram indícios de estarem em condições extremas, podendo vir a falhar em serviço. Enquanto que os raios de conformação de 12 e 15 mm, apresentaram bom aspecto, mantendo a sua integridade, podendo serem amplamente empregados sem perdas de material e de componentes.

É válido salientar que este comportamento foi observado sobre condição de dobramento a temperatura ambiente (em torno de 20 °C), com velocidade de deslocamento do ferramental de conformação de 300 mm/min, com a obtenção das peças finais com ângulo de 90°, onde o processo de dobramento foi realizado em método de três pontos.

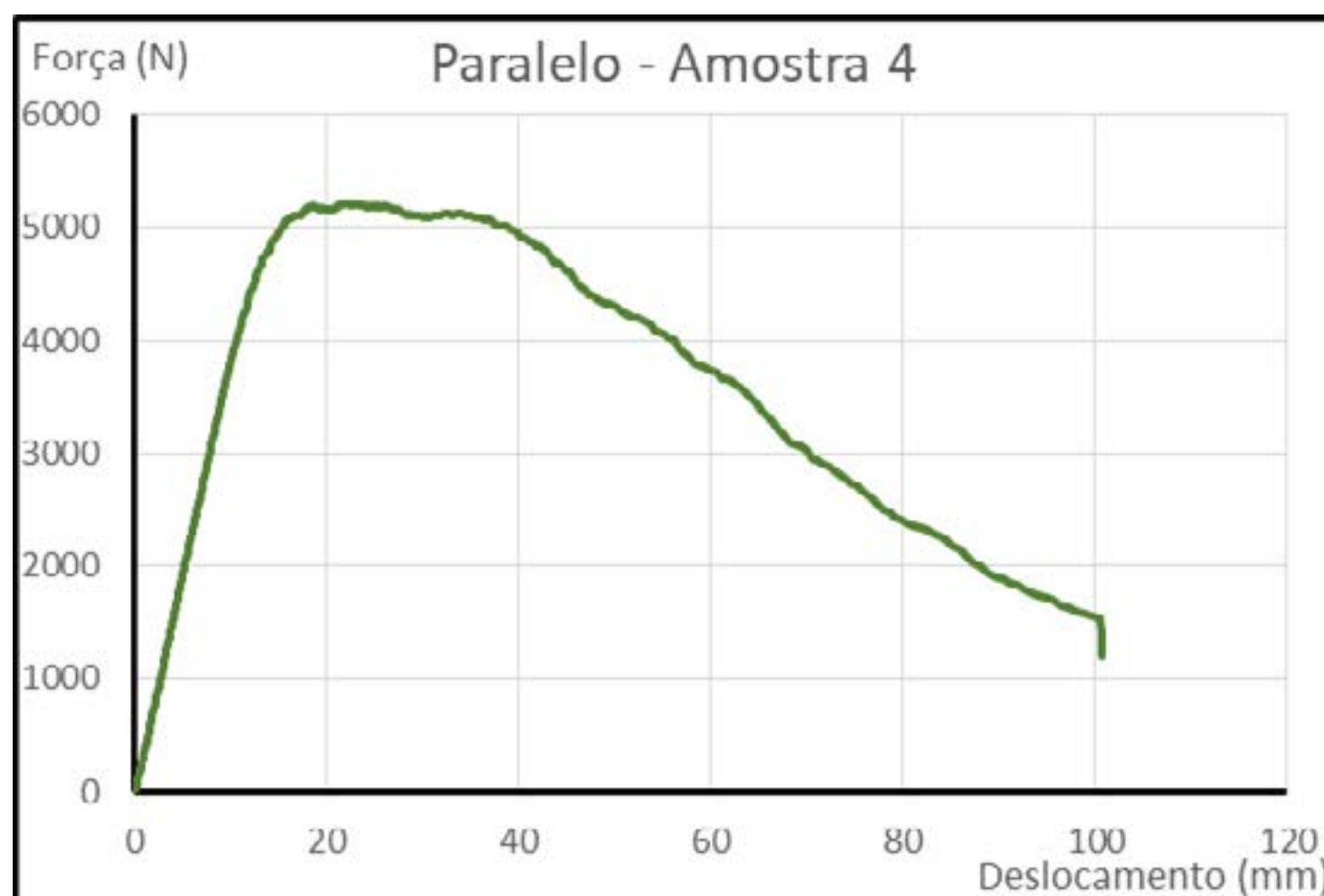


**Figura 8** – Amostras submetidas ao dobramento

Com a realização do ensaio de dobramento, é possível a obtenção de uma curva característica do processo, onde representasse a força aplicada pelo deslocamento da ferramenta. Para o caso do dobramento das amostras retiradas perpendicularmente ao sentido de laminação, a força máxima para o dobramento foi de 5,3 kN, enquanto que para o sentido paralelo foi de aproximadamente 5,2 kN. Logo, observa-se que as forças de conformação não obtiveram significativa alteração.

Na Figura 9, é possível observar o gráfico obtido da força pelo deslocamento no processo de dobramento da amostra 4, obtido no sentido paralelo a laminação, assim como nos demais corpos de prova, inicialmente identifica-se um comportamento linear, que trata-se da zona de deformação elástica, posteriormente ocorre a deformação plástica, seguida então pelo decaimento da força, dado o fato de que o espécime já sofreu a conformação.





**Figura 9 – Curva força e deslocamento**

### CONCLUSÃO

Perante o ensaio de anisotropia, pode-se observar uma pequena flutuação nos valores do coeficiente, porém é possível observar que os valores médios convergiram a um, o que indica uma ótima propriedade, no qual o Hardox, apresenta baixa variação de suas características de acordo com o sentido de laminação avaliado, mantendo a proporcionalidade geométrica do material.

Nos ensaios de tração, destacou-se que o Hardox apresentou uma tensão de escoamento muito próxima ao indicado pela própria fabricante, sendo que em alguns casos, apresentou valores até mesmo mais elevados. Quanto ao sentido de laminação, houve uma pequena variação na tensão de escoamento e tensão máxima obtida no ensaio, todavia, esta não foi alta o suficiente para que possa ser considerada uma variação da tensão de escoamento de acordo com o sentido, logo é possível afirmar, que estas propriedades se mantiveram muito próximas, com variação de no máximo 100 MPa.

Já para os ensaios de dobramento, sobre a condição de contorno aplicada (dobramento de três pontos, temperatura ambiente e velocidade de deslocamento do punção de 300 mm/min), no caso de raio de ferramenta de 3 mm, houve o rompimento das amostras perpendiculares ao sentido de laminação, enquanto para o sentido paralelo, houveram apenas o surgimento de estrias. Para o raio de dobramento de 6 e 9 mm, em ambos os casos houve o surgimento de pequenas marcas, que podem ocasionar possíveis falhas das peças em operação, enquanto que para os raios de 12 e 15 mm, não houveram alterações, sendo assim, apresenta-se como uma condição ótima de dobramento para o material.

### AGRADECIMENTOS

Agradecemos a SSAB, empresa parceira que forneceu a material prima para a realização deste estudo, fomentando assim a pesquisa e desenvolvimento acadêmico, viabilizando o desenvolvimento de inovações voltadas a indústria.

Agradecemos ao CNPQ, que por meio do projeto de auxílio 431693/2018-8, possibilitou a execução desta pesquisa por meio de investimento financeiro em recursos e equipamentos que foram fundamentais para este estudo.

A Universidade Federal do Rio Grande do Sul, que concedeu parte de seu espaço e equipamentos para a idealização e realização de toda esta pesquisa, que por meio de seu corpo de docentes possibilitou o amadurecimento do conhecimento técnico-científico no desenvolvimento deste estudo.

### Referências

- [1] Daxin, E., et al., Research on the effect of the derived transverse stress during instability processes in the sheet metal's uniaxial tensile test. Journal of alloys and Compound, 418-429, 2018.

- [2] Garcia, A., Spim, J., Santos, C. Ensaio dos materiais. 2ª Edição. Rio de Janeiro, RJ. Editora LTC, 2012.
- [3] Kaupper, M., Merklein, M., Bendability of advanced high strength steels – A new evaluation. CIRP Annals – Manufacturing technology, 247–250, 2013. Volume 51.
- [4] Mai, S.P., Wen, C.S., Lu, J., Surface-modified steel sheets and corrugated panels in three-point. International Journal of Mechanical Sciences, 10-20, 2018.
- [5] Shuhui, L., et al., Anisotropic fracture of advanced high strength steel sheets: Experiment and theory. International Journal of Plasticity, 95-118, 2018.
- [6] Sofuoğlu, M.A., Gürgeç, S., Çakır, F.H., Orak, s., Springback Behavior of AA6082T6 Tubes in Three-point Bending Operation. Procedia Engineering, 658-664, 2017.
- [7] Soyarslan, C., Gharbi M., Tekkaya A., A combined experimental investigation of ductile fracture in bending of a class of ferritic-martensitic steel. International Journal of Solids and Structures, 1608-1626, 2012.
- [8] SSAB, Hardox 500 – Datasheet, 2018. Disponível em: <https://www.ssab.com.br/products/brands/hardox/products/hardox-500>. Acessado em 19/08/2018
- [9] Uthaisangsuk, V., Thanakijkasem, P., Achineethongkham, K., A microstructure based modelling of high strength steel sheet under stretch-bending. Journal of Physics, 2018. Serie 1063.
- [10] Venkatsurya, P.K.C., et al., Understanding mechanical property anisotropy in high strength niobium-microalloyed linepipe steels. Materials Science & Engineering A, 194-210, 2012.
- [11] Zhao, J., Jiang, Z., Thermomechanical processing of advanced high strength steels. Progress in Materials Science, 174-242, 2018.



## **JOINING BY FORMING OF TUBES AND RODS TO SHEETS**

*Rafael M. Afonso, Luís M. Alves and Paulo A.F. Martins\**

*IDMEC, Instituto Superior Técnico, Universidade de Lisboa, Av. Rovisco Pais, 1049-001 Lisboa, Portugal.*

*First author E-mail: rafael.afonso@tecnico.ulisboa.pt*

*Second author E-mail: luisalves@tecnico.ulisboa.pt*

*\*Corresponding author E-mail: pmartins@tecnico.ulisboa.pt, Telephone: +351218419006*

## **ABSTRACT**

This work presents new developments in boss forming of tubes and rods that led to the proposal of a new joining by forming process for fixing tubes or rods to sheets at room temperature. Boss forming is a plastic deformation process through which material in the tube wall thickness or in the outer radius of a rod is longitudinally compressed and piled up to form annular flanges with controlled cross-section geometry and size. These annular flanges are then used for securing a sheet and in a second stage, the mechanical interlocking between the tube or rod and the sheet can be achieved by means of upsetting of the free tube end or a second boss forming operation applied to the free rod end.

The study identifies the major operating parameters and the workability limits of the process and covers aspects related to material flow and tool design. The new proposed joints are supported by experimentation and numerical simulation using finite element analysis.

The process allows connecting tubes or rods to sheets made from dissimilar materials at room temperature, avoids the utilization of addition materials or adhesives and produces joints that are easy to disassembly at the end of live, allowing recyclability of the tubes and sheets. Destructive tests present a validation of the overall joining concept to a potential industrial application.

**Keywords:** Joining by forming, Boss forming, Tubes, Rods Sheets, Experimentation, Finite element modelling



## 1. INTRODUCTION

The successful utilization of injection forging to produce annular flanges in thin-walled tubes (i.e. tubes with a wall thickness less than one-tenth of its radius) is limited by the fact that thin-walled tubes subjected to single or double-sided axial compression fail by plastic instability due to local buckling between the upper and lower dies (Figure 1a). The first attempt to overcome the challenge of forming annular flanges in thin-walled tubes was made by Alves et al. [1] who applied boss forming by partial compression of the tube wall thickness to pile-up material along the axial (longitudinal) direction and obtain localized annular thickening. The process is schematically shown in Figure 1b and the active tool components consist of an upper moving die and a lower die, as well as a mandrel. The mandrel supports the inner tube wall and prevents inward material flow.

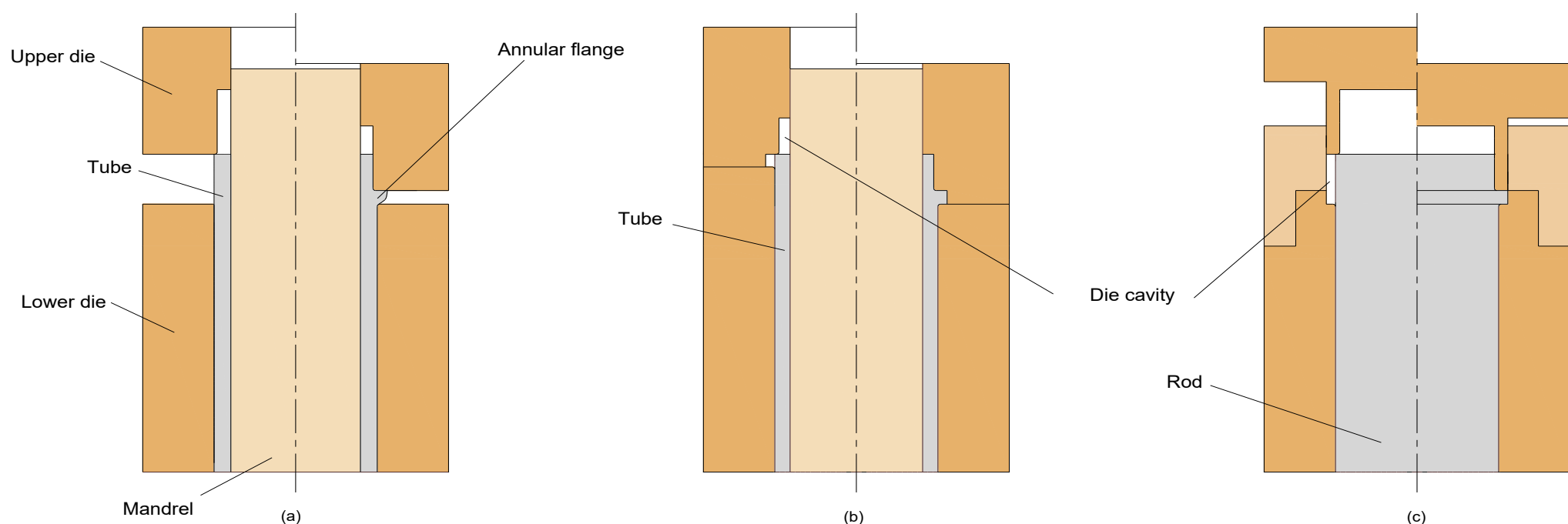


Figure 1 - Schematic representation of the boss forming of annular flanges.

- (a) Previous process for thin-walled tubes based on an upper moving die and free outward material flow, as suggested by Alves et al. [1].
- (b) New proposed process for thin-walled tubes, consisting of two (upper and lower) moving dies and a die cavity that constrains outward material flow.
- (c) New proposed process for solid rods where only the upper die moves, and the lower die remains stationary while piling up material to the die cavity.

The boss forming process that was previously proposed by Alves et al. [1] circumvents the ineffective use of injection forging in thin-walled tubes but still has the following drawbacks: (i) limited amount of material that is piled-up, (ii) development of cracks on the free surface of the piled-up material and (iii) direct dependency between the height and the

radius of the annular flanges to be formed. Free outward material flow also gives rise to flange profiles with variations in the final radius.

Under these circumstances, this paper recovers the concept of die cavity commonly utilised in the injection forging of solid rods and thick-walled tubes and changes the overall kinematics of the original boss forming concept based on free outward material flow (Figure 1a) into a closed-die operation in which the annular flange is produced by allowing the upper and lower dies to move together while the die cavity is completely filled by material piled-up from partial compression of the tube wall thickness along the longitudinal direction. As shown in Figure 1b, the upper and lower dies move together, and only the mandrel remains stationary.

In contrast to the boss forming of annular flanges in thin-walled tubes, the same concept can also be extended to solid rods as shown in Figure 1c. However, some modifications need to be introduced in order to avoid chip formation or cracking during material pile-up.

The numerical and experimental investigation to be presented in the following sections of this paper demonstrate its effectiveness to produce sound annular flanges with custom geometries and sizes in both thin-walled tubes and rods. Given that a tube or a rod doesn't live by itself and must be combined with other geometries, such as a sheet, in order to develop mechanical connections that are used across a wide range of engineering applications, an improved joining by forming technology of tubes and rods to sheets will be also presented during this work.

This new joining by forming processes present in-between others, the following advantages: (i) absence of heating-cooling cycles that give rise to distortion and residual stress, (ii) capability of joining dissimilar materials, (iii) avoidance of surface preparation, (iv) suitability to mass and automatized production and (v) easy recyclability at the end of the product lifecycle, among others.



## 2. EXPERIMENTATION

### 2.1 Mechanical characterization of the material

For the tube-sheet connections, the investigation was performed in aluminum AA6063-T6 tubes with an inner radius  $r_0 = 14.5$  mm and a wall thickness  $t_0 = 1.5$  mm and aluminum AA7178-T6 sheets with a thickness  $t_s = 4$  mm. Both materials were utilized in the ‘as-supplied’ condition. The mechanical characterization of the tube and sheet materials was performed by means of tensile and stack compression tests and the resulting stress-strain curves are shown in Figure 2.

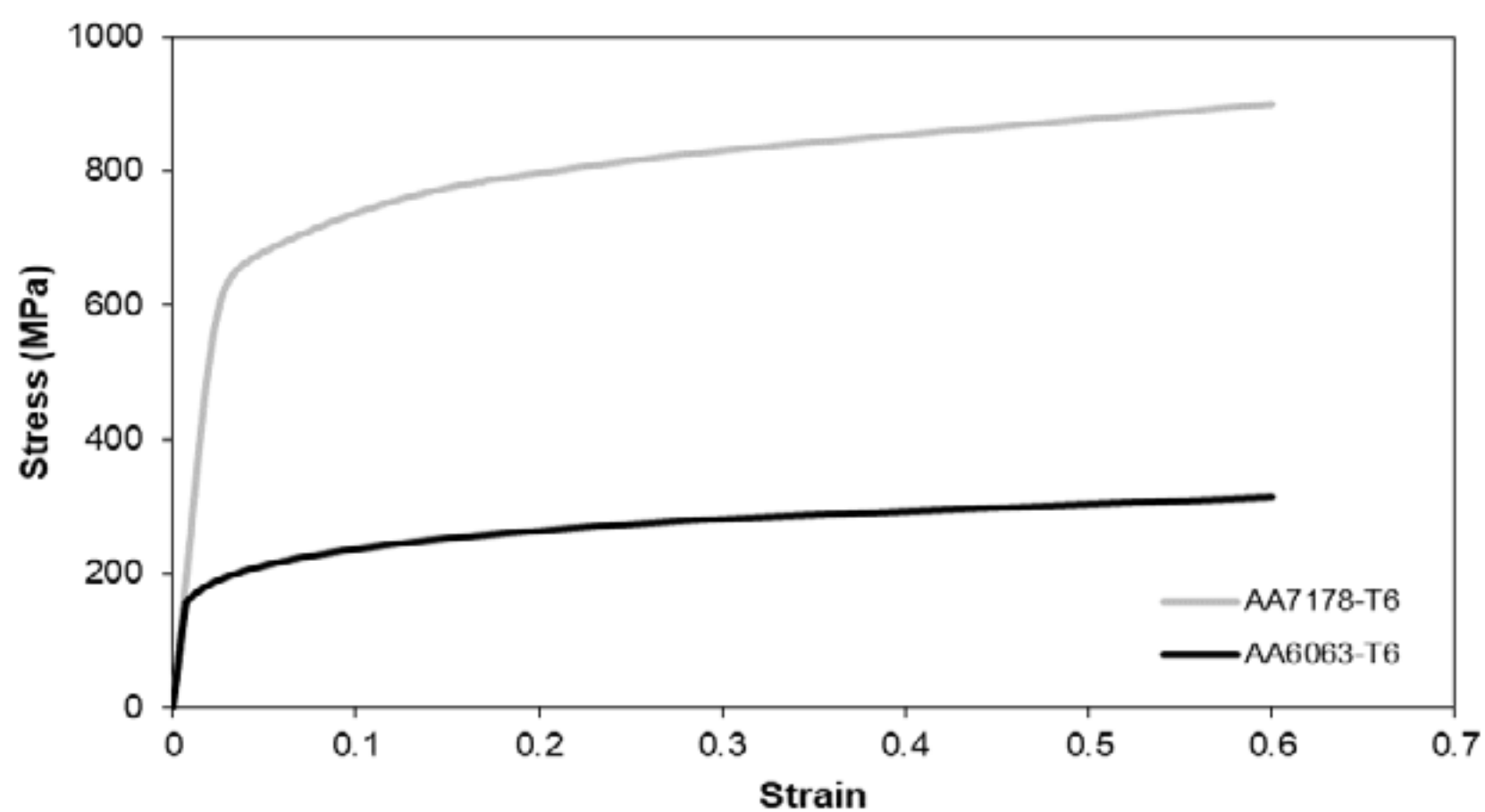


Figure 2 - Stress-strain curves of the tube and sheet materials.

As for the development of the rod-sheet connections, the material characterization was carried out on AW 6082 aluminium rods with 32 mm diameter. The supplied rods were annealed by heating in a furnace to 415°C, holding at this temperature for approximately 2.5 h and then slowly cooling to environmental temperature. The application of boss forming for joining of sheets to rods utilized the AW 6082 aluminium annealed rods and DC04 mild steel sheets with 1.5 mm thickness in the as-supplied condition.

As before, the mechanical characterization of the AW 6082 aluminium was performed by means of compression tests in cylindrical specimens machined out from the annealed rods

whereas the mechanical characterization of the DC 04 steel was performed by means of tensile tests in specimens cut out from the supplied sheets. The average stress-strain curves resulting from the entire set of mechanical characterization tests are shown in Figure 3.

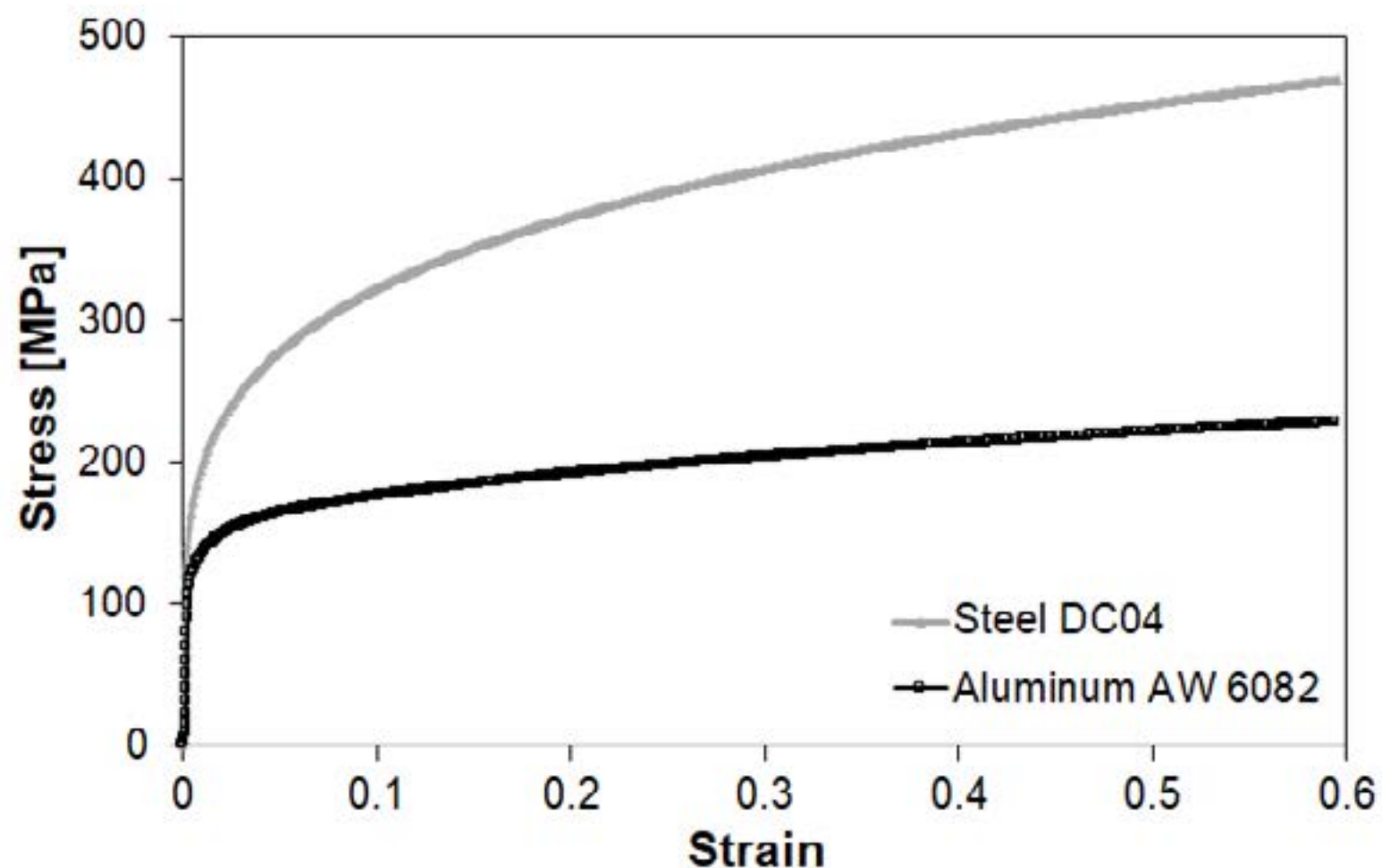


Figure 3 - Stress-strain curves of the AW 6082 rods and DC 04 sheets.

Further information on the procedure utilized for the mechanical characterization of the tube, rod and sheet materials is available in reference [2].

### 2.3 Work plan

Figure 4a presents a schematic representation of the initial and final positions of the tooling system of the new proposed process for producing annular flanges in thin-walled tubes by means of boss forming. The process changes the original boss forming concept based on free outward material flow [1] into a closed-die operation in which the annular flange is produced by allowing the upper and lower dies to move together while the die cavity is completely filled by material piled-up from partial compression of the tube wall thickness along a length  $l_c$ .



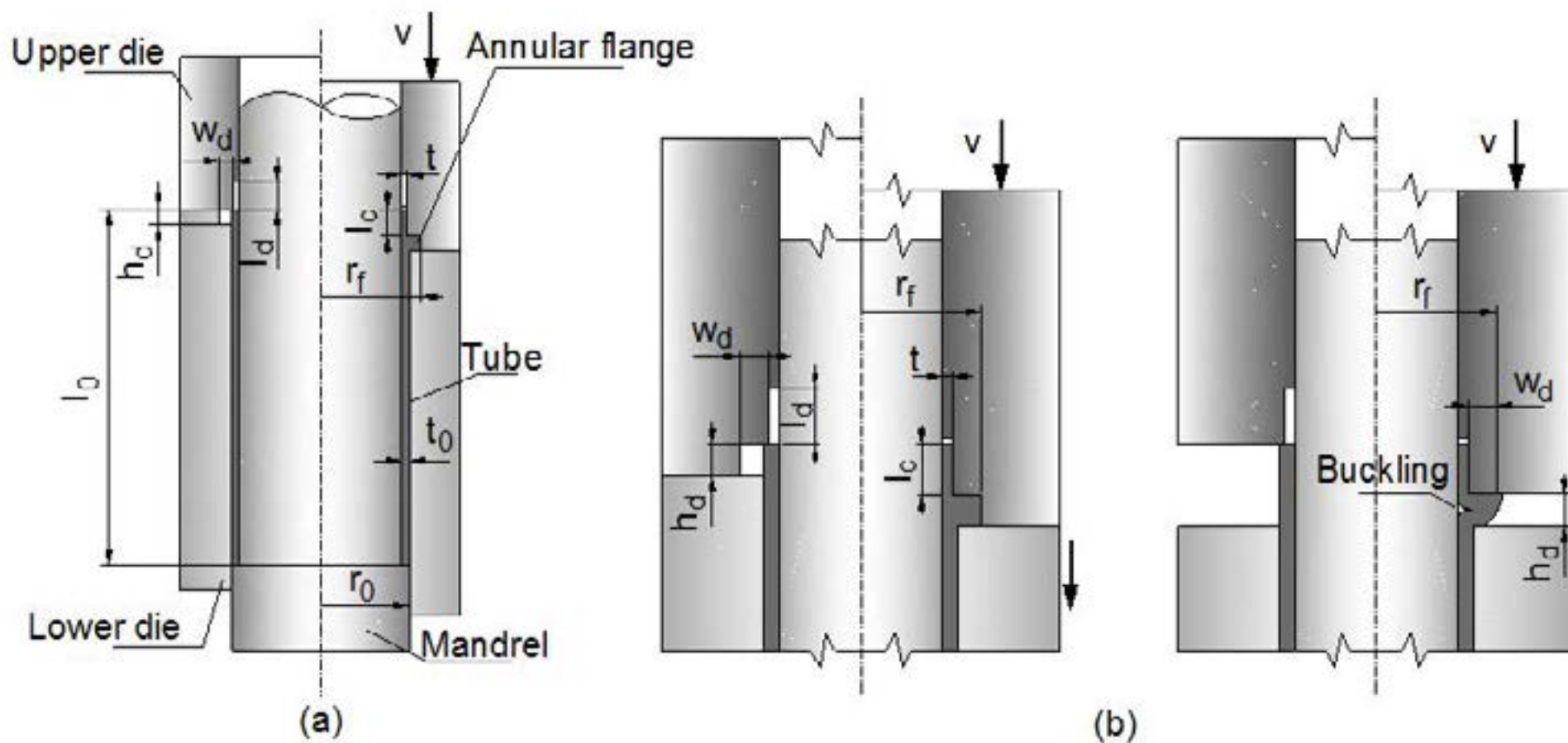


Figure 4 - The new proposed process for producing annular flanges in thin-walled tubes by means of boss forming.

- (a) Schematic representation of the main active components of the tooling system with notation;
- (b) Detail showing the differences in the piled-up material flow for the (left) new and (right) previously proposed boss forming processes (Alves et al., 2017).

In contrast to the original boss forming process for producing annular flanges in thin-walled tubes that is limited by a small amount of material that can be successfully piled-up without buckling or cracking, the new proposed process not only increases the amount of piled-up material due to additional confinement and control of buckling, as it eliminates the dependency between the height  $h_d$  and the radius  $r_d$  of the annular flanges to be formed (Figure 4b). This will be comprehensively analysed in the section of the paper entitled ‘Results and Discussion’.

The investigation identified the following major parameters of the new proposed boss forming process: (i) the outer radius  $r_0$  and wall thickness  $t_0$  of the supplied tubes, (ii) the height  $h_d$  and width  $w_d$  of the die cavity (defining the cross-section of the annular flange), (iii) the land  $l_d$  of the die cavity and the total piled-up length  $l_c$  and (iv) the final wall thickness  $t$  resulting from partial compression of the tube wall thickness along  $l_c$ .

The experimental work plan includes variations of  $h_d$ ,  $w_d$ ,  $t$  and  $l_d$  in order to characterize failures and defects, to understand the mechanics of die filling and to investigate the

evolution of the force with displacement. The range of process parameters utilized in the investigation is given in Table 1 where the outer radius  $r_0$  and the wall thickness  $t_0$  of the supplied tubes were kept unchanged, in order to reduce the overall number of parameters that influence the feasibility of the new proposed process.

$r_0$ (mm)	$t_0$ (mm)	$h_d$ (mm)	$w_d$ (mm)	$t$ (mm)	$l_d$ (mm)
16	1.5	3 to 4	1 to 2.75	0.75 to 1.0	2.5 to 12

Table 1 - Typical range of process parameters utilized in the experiments (nomenclature according to Figure 4).

For producing annular flanges in rods by means of boss forming, the experimental work plan consisted of three different sets of experiments. The first set of experiments was focused on the development of the boss forming of AW 6082 aluminium rods and made use of two different tool designs. In the first design, shown in left side of the figure included in Table 2, material is pushed ahead of the upper compression die along the longitudinal direction and piled up to obtain an annular flange.

Case	$a$ (mm)	$b$ (mm)	$r_{pr}^i$ (mm)	$r_{pr}^o$ (mm)
A	0.4	11.9	-	-
B	0.6	8.0		
C	1.0	4.9		
D	1.0	4.9	8.5	11.5

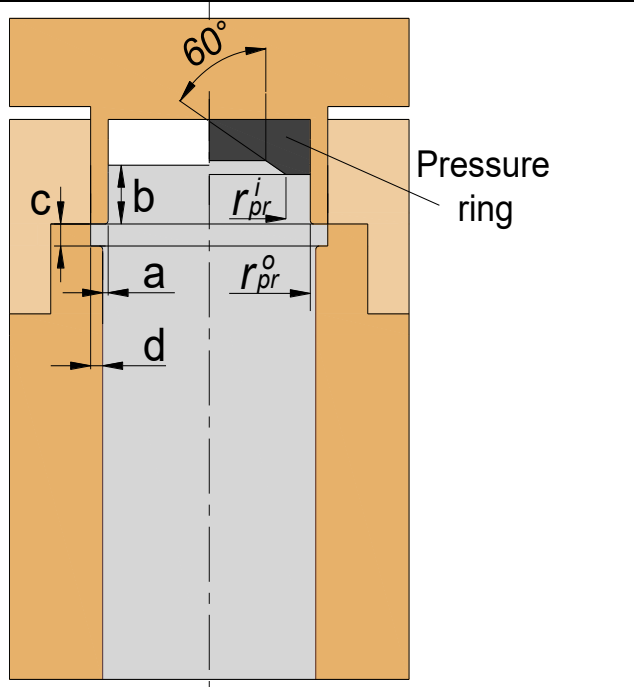


Table 2 - Summary of the experimental work plan in the boss forming of rods without and with pressure ring.

The geometry of the upper die is a straightforward extension to solid rods of the boss forming of thin-walled tubes concept that was earlier developed by Alves et al. [1]. The



geometry of the lower die is different and includes a die cavity for controlling the final cross-section geometry and size of the annular flanges. Appropriate radii are incorporated to facilitate material flow around the corners and a two-half die concept is utilized to allow removal of the rod after boss forming.

The second design, shown in the right side of the figure included in Table 2, was developed after concluding that the first design led to unacceptable boss formed rods, as will be later explained in section 4. To this end, the upper die was redesigned to include a pressure ring with a relief angle that imposes compression on the material adjacent to that undergoing piling up and ensures the rods to be kept in position during boss forming. The upper and lower dies were made of cold working tool steel 120WV4 (WN 1.2516) hardened and tempered to a Rockwell hardness of HRC 62 and the rods were lubricated with zinc stearate before boss forming.

The main parameters of the boss forming of rods (Table 2) were identified as: (i) the material pile-up thickness  $a$ , (ii) the material pile-up length  $b$ , (iii) the rectangular cross-section  $c \times d$  of the annular die-cavity and (iv) the inner  $r_{pr}^i$  and outer  $r_{pr}^o$  radius of the pressure ring, when used. The later parameter is specific of the boss forming of rods because material pile-up in thin-walled tubes was carried out without pressure rings (Figure 1c).

The experiments were carried out with different values of material pile-up thickness  $a$  and the pile-up length  $b$  was calculated to ensure the complete filling of the annular die-cavities with a rectangular cross-section  $c \times d = 3 \times 3 \text{ mm}^2$ .

The second set of experiments made use of the new proposed boss forming process to join DC04 steel sheets to AW 6082 aluminium rods by plastic deformation with mechanical interlocking. The third and final set of experiments consisted in destructive pull-out tests to determine the maximum force that the new joints obtained by boss forming are capable to withstand before failure.

Appropriate tools for the different sets of experiments were installed in the universal testing machine where material characterization had been performed. All the tests were carried out at room temperature in displacement control under a constant vertical velocity equal to 5 mm/min in a hydraulic testing machine INSTRON SATEC 1200 kN. The tubes and rods were lubricated with zinc stearate.

### 3. FINITE ELEMENT MODELLING

Numerical simulation of the boss forming of tubes and rods and their joining process to sheets were carried out with an in-house computer program built upon the finite element flow formulation. The numerical models made use of the rotational symmetry conditions of the process and discretized the longitudinal cross-section of the tubes and sheets by means of quadrilateral elements. The tubes and sheets were modelled as deformable objects and contact with friction along their interfaces was solved by means of a two-pass node-to-surface algorithm with penalization of the normal gap velocities in order to avoid penetration. The tool parts were modelled as rigid objects and their geometries were discretized by means of linear contact-friction elements. Friction is modelled through the utilization of the law of constant friction  $\tau_f = mk$  and the friction factor  $m$  was set to 0.1 after checking the predicted forces that best matched the experimental results.

Figure 5 shows the initial and final finite element meshes of the mechanical interlocking between a tube and a sheet after the boss forming operation of the tube. More examples will be shown in the next sections.



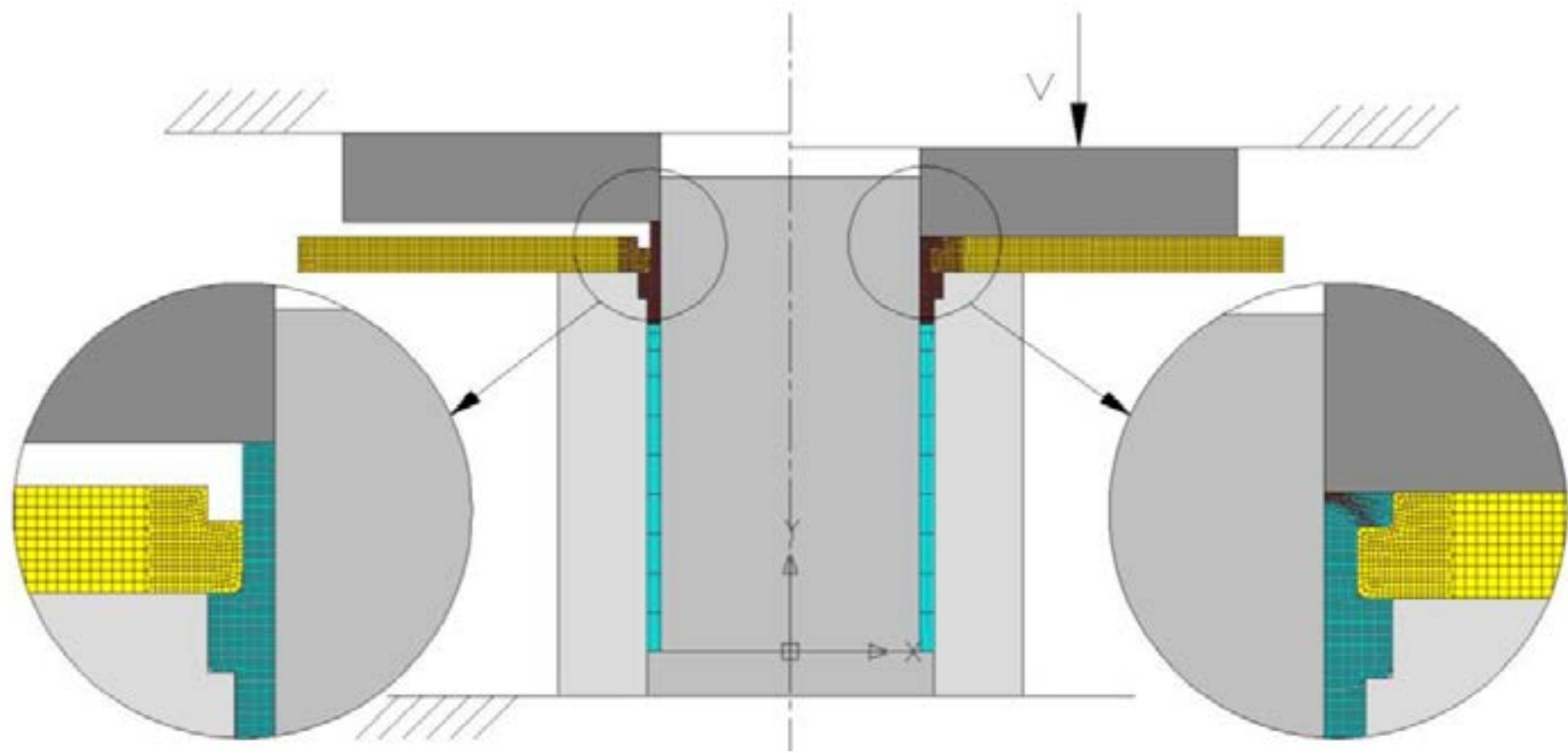


Figure 5 - Finite element modelling of the second stage (mechanical interlocking) of the proposed joining by forming of tubes to sheets with counterbored holes at the initial and final instants.

## 4. RESULTS AND DISCUSSION

### 4.1 Boss forming of tubes

Figures 6 and 7 analyse the influence of the major operating parameters on the typical modes of deformation that were observed during the development of the new proposed boss forming process. The influence of the cross section of the annular flanges to be formed is shown in Figure 6.

As seen, the tube buckles during material pile-up (Figure 6b) when the height  $h_d$  is very large (say,  $h_d \geq 5$  mm) because the free gap length of the tube between the flat parallel surfaces of the upper and lower dies becomes very slender (Figure 6b). Buckling due to plastic instability is designated as ‘deformation mode II’ and is prevented by limiting the ratio  $h_d/t_0 < 3.3$  for aluminium AA6063T6 tubes with an outer radius  $r_0 = 16$  mm.

A second type of defect is observed when the width  $w_d$  becomes very large (say,  $w_d > 2.5$  mm). The associated deformation mode is designated as ‘mode III’ and is characterized by cracking of the free surface of the flanges (Figure 6c). The designation ‘deformation mode I’ is utilized for a sound annular flange free of defects (Figure 6a).

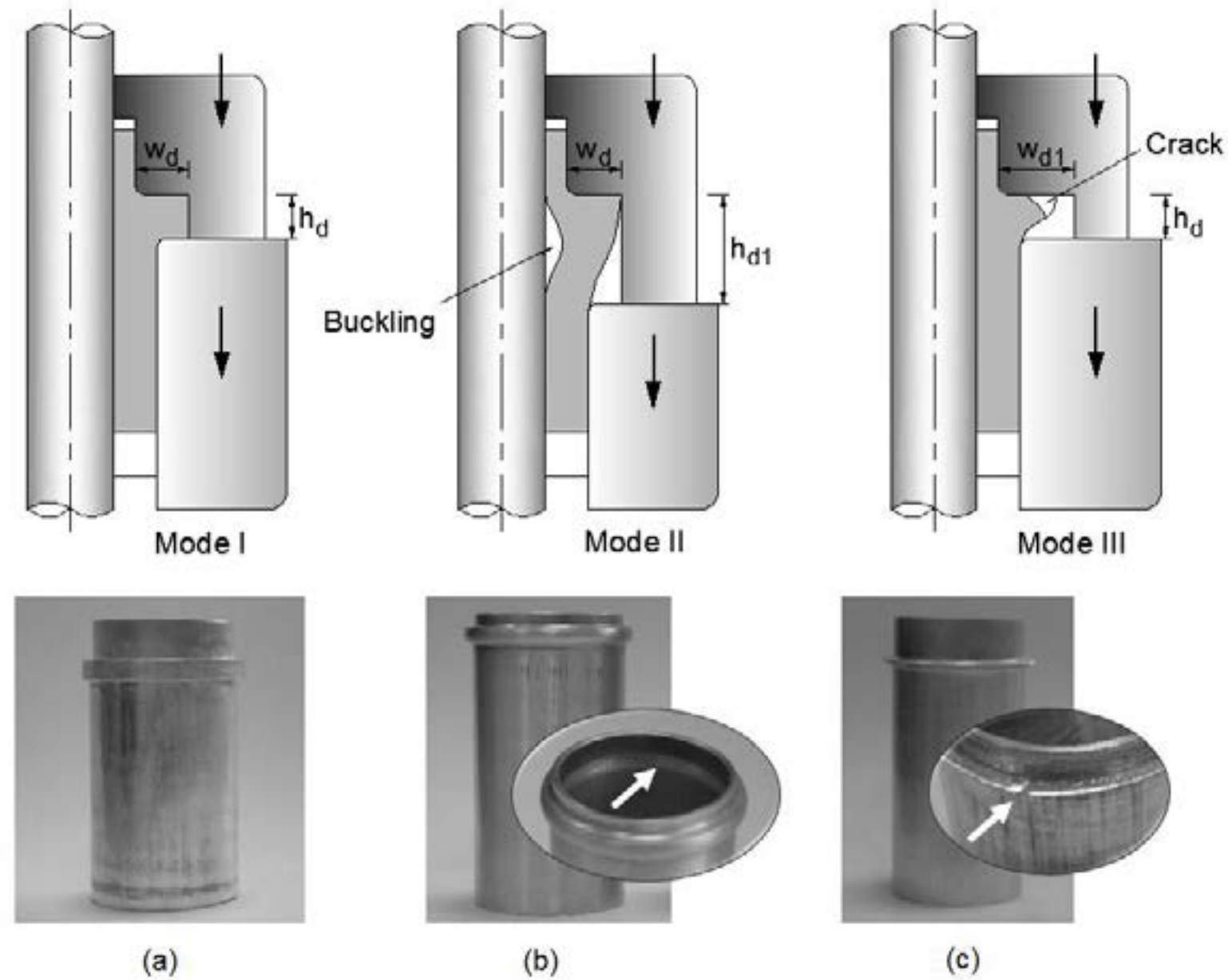


Figure 6 - Influence of the cross-section of the annular flanges.

- (a) Annular flange free of defects (mode I);
- (b) Buckling of the annular flange when the height  $h_d$  is very large (mode II);
- (c) Cracking of the annular flange when the width  $w_d$  is very large (mode III).

Figure 7 shows the influence of the upper tube thickness  $t$  resulting from partial compression of the tube wall thickness along the longitudinal direction. As seen, the tendency for a tube to fail by buckling (deformation ‘mode II’) increases as the thickness of the piled-up material increases because  $t$  becomes very thin and the free gap length becomes very slender at the vicinity of the die cavity land  $l_d$ . Besides the above-mentioned modes of deformation that were observed in the experiments it is possible to obtain others that are associated with folding or chip formation. These additional modes are expected to occur in extreme conditions related to the utilization of die cavities with large heights  $h_d$  and widths  $w_d$  (in case of folding) and to the utilization of a final wall thickness  $t$  resulting from partial compression of the tube very close to the original tube wall thickness  $t_0$  (in case of chip formation).



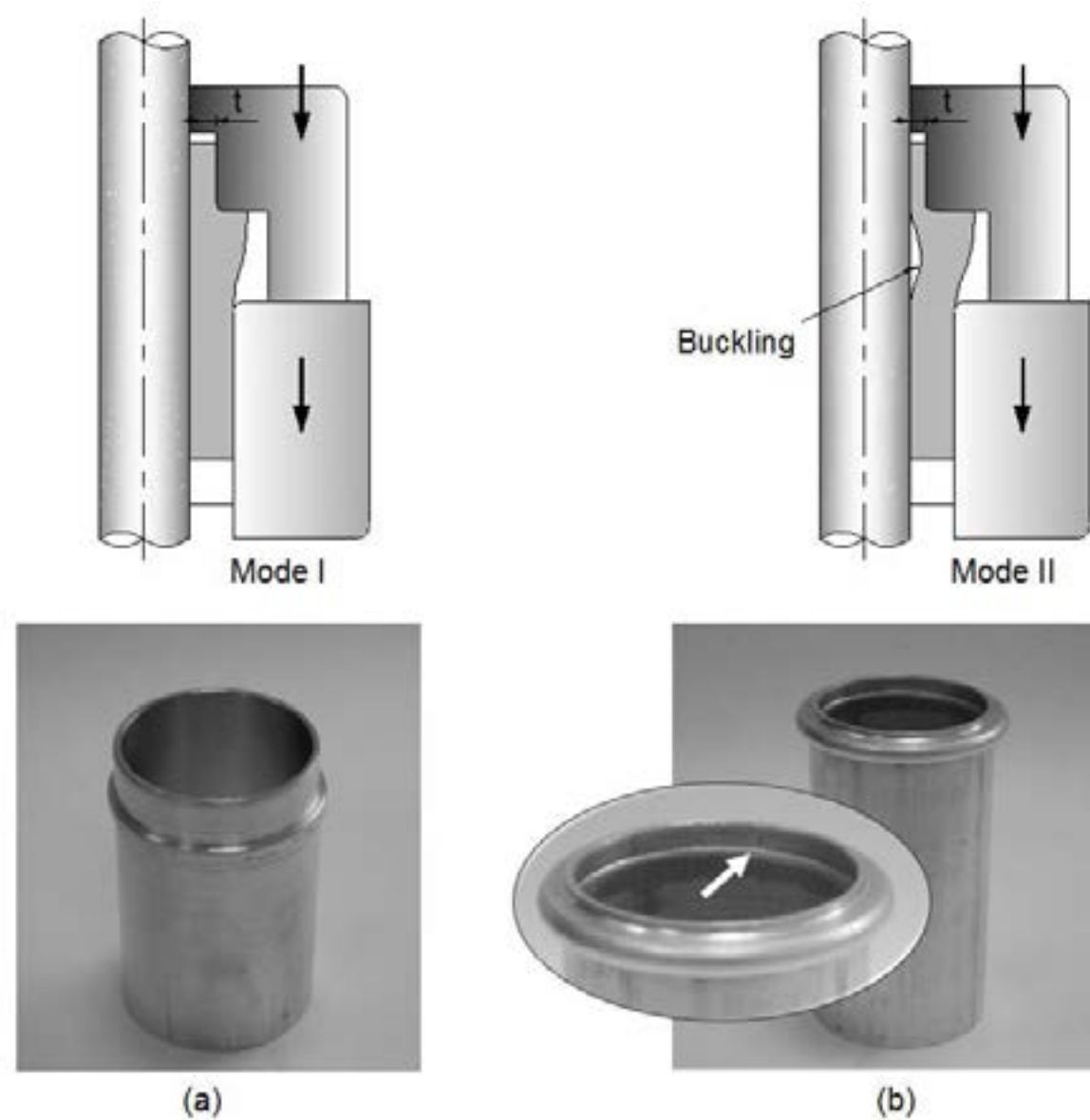


Figure 7 - Influence of the upper tube thickness  $t$  after partial compression of the tube wall thickness along the longitudinal direction.

- (a) Annular flange free of defects (mode I);
- (b) Buckling of the annular flange when the upper tube end is very thin (mode II).

Figure 8 illustrates the three main stages of deformation resulting from material piling-up by partial compression of the tube wall thickness along the longitudinal direction. The first stage is upsetting, in which material starts flowing outward into the die cavity and most of the tube remains stationary as a shear plane (labelled as AB in Figure 8a) develops between the stationary and the plastically deforming regions in close analogy to what happens during the initial piling-up stage of orthogonal metal cutting.

The second stage is backward extrusion and finishes when the die cavity is almost filled, apart from a lower portion in the outside radius (Figure 8b). The kinematics of this stage is the consequence of being energetically more favourable to backward extrude material than to fill the die cavity completely. The third stage initiates immediately after the land  $l_d$  is completely filled and is characterized by material being injected into the die cavity to finish forming the annular flange (Figure 8c). The main risk of not stopping the process once the die cavity is totally filled is to overload and damage the tooling system. This was not

attempted by the authors because even if the tooling system could withstand some degree of overload the resulting annular flange would very likely not be sound due to the development of a flaw along the high shearing interfaces with dead material regions where velocity is zero (refer to the finite element computed velocity field in Figure 8c).

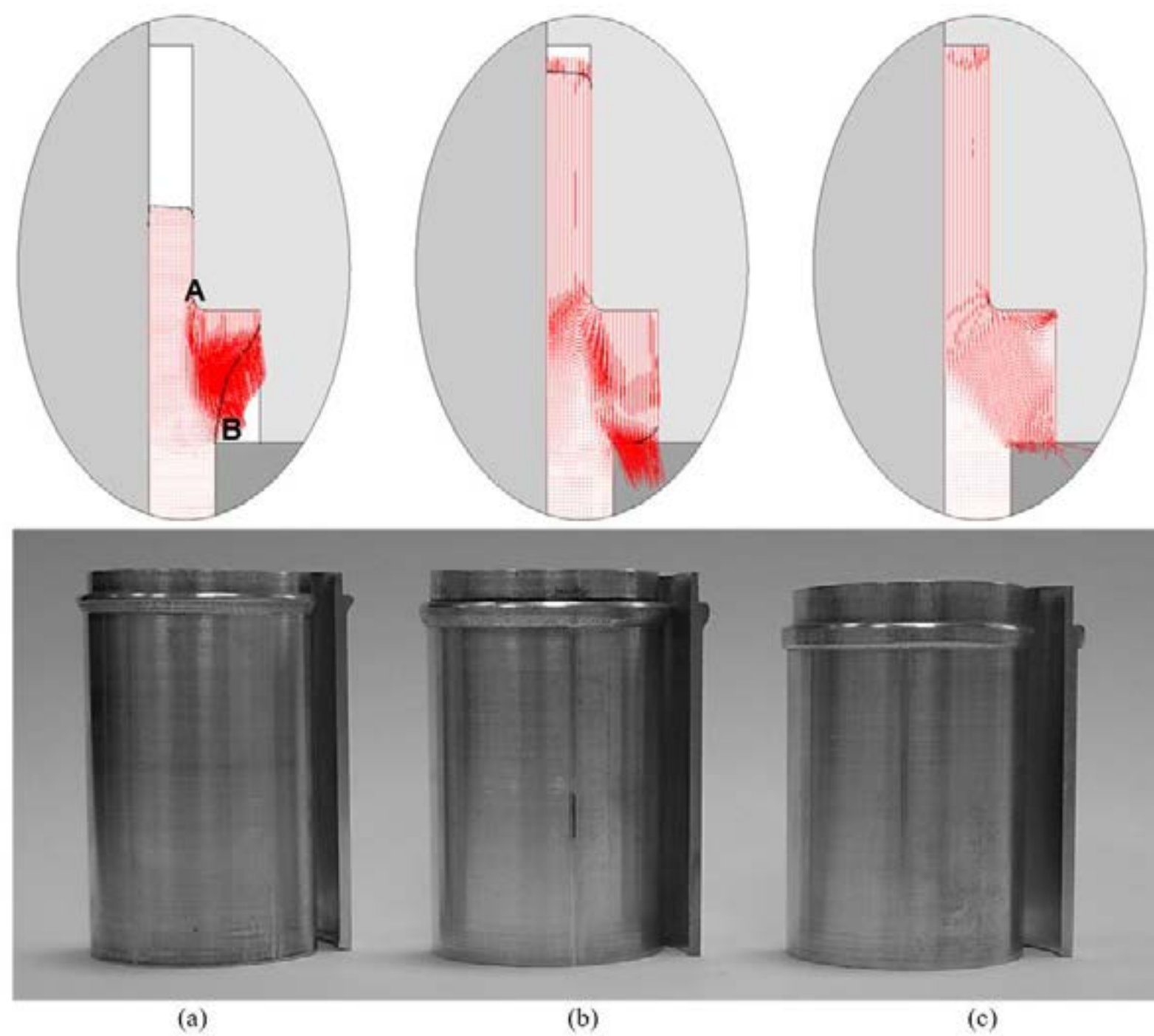


Figure 8 - Total velocity vectors and photographs illustrating the three main stages of material pile-up due to partial compression of the tube wall thickness along the longitudinal direction.

- (a) Upsetting;
- (b) Backward extrusion into the die cavity land;
- (c) Injection into the die cavity to completely form the annular flange.

Figure 9a shows the experimental and finite element predicted evolution of the force with displacement in the new proposed boss forming process for producing annular flanges in thin-walled tubes. The trend is similar to that commonly observed in closed-die forging operations in which label 'A' corresponds to the initial upsetting stage, label 'B' is related to the backward extrusion transition stage and label 'C' indicates the final stage during which the die cavity becomes completely filled (refer to the finite element meshes included in Figure 9b).



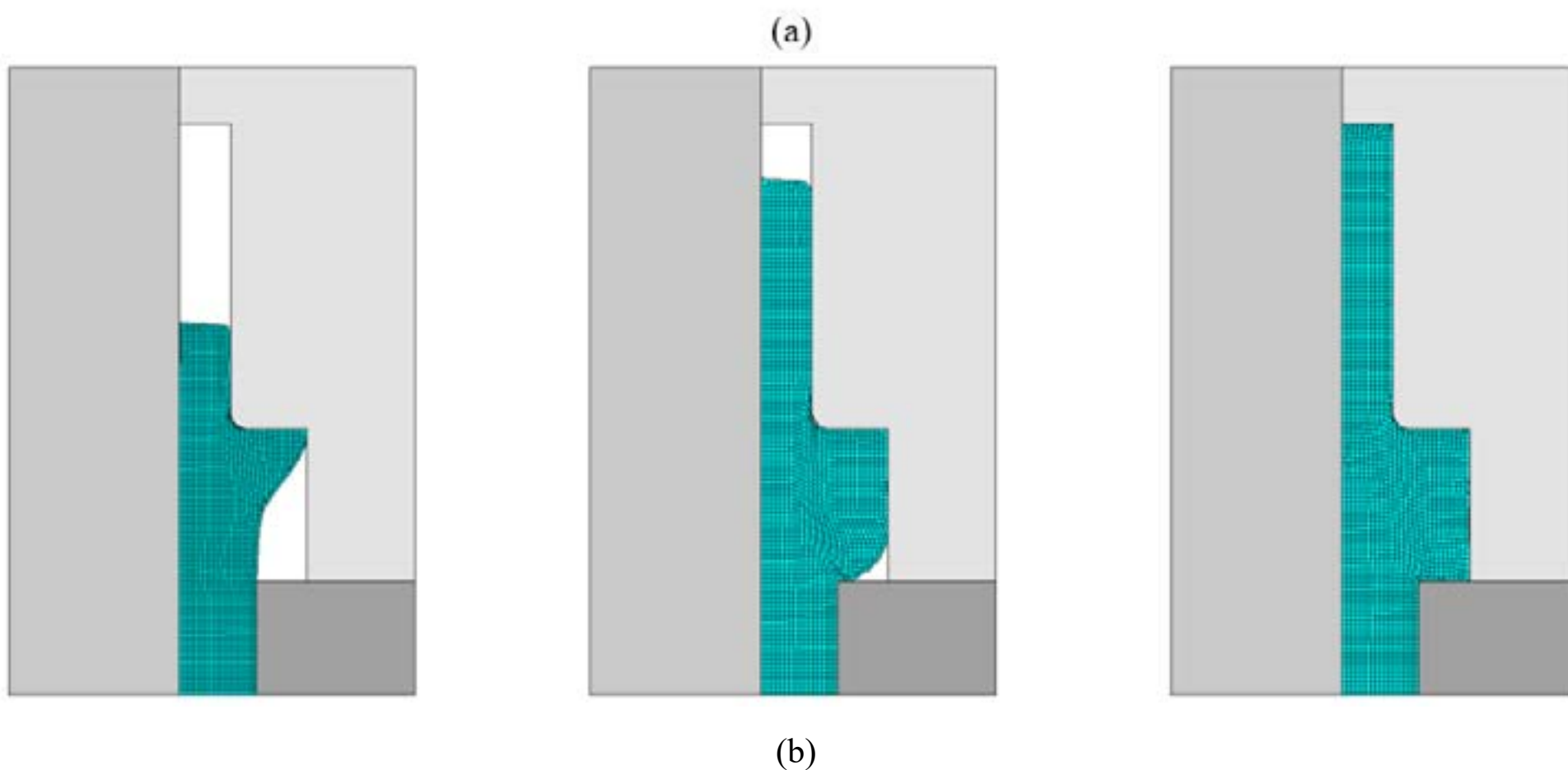
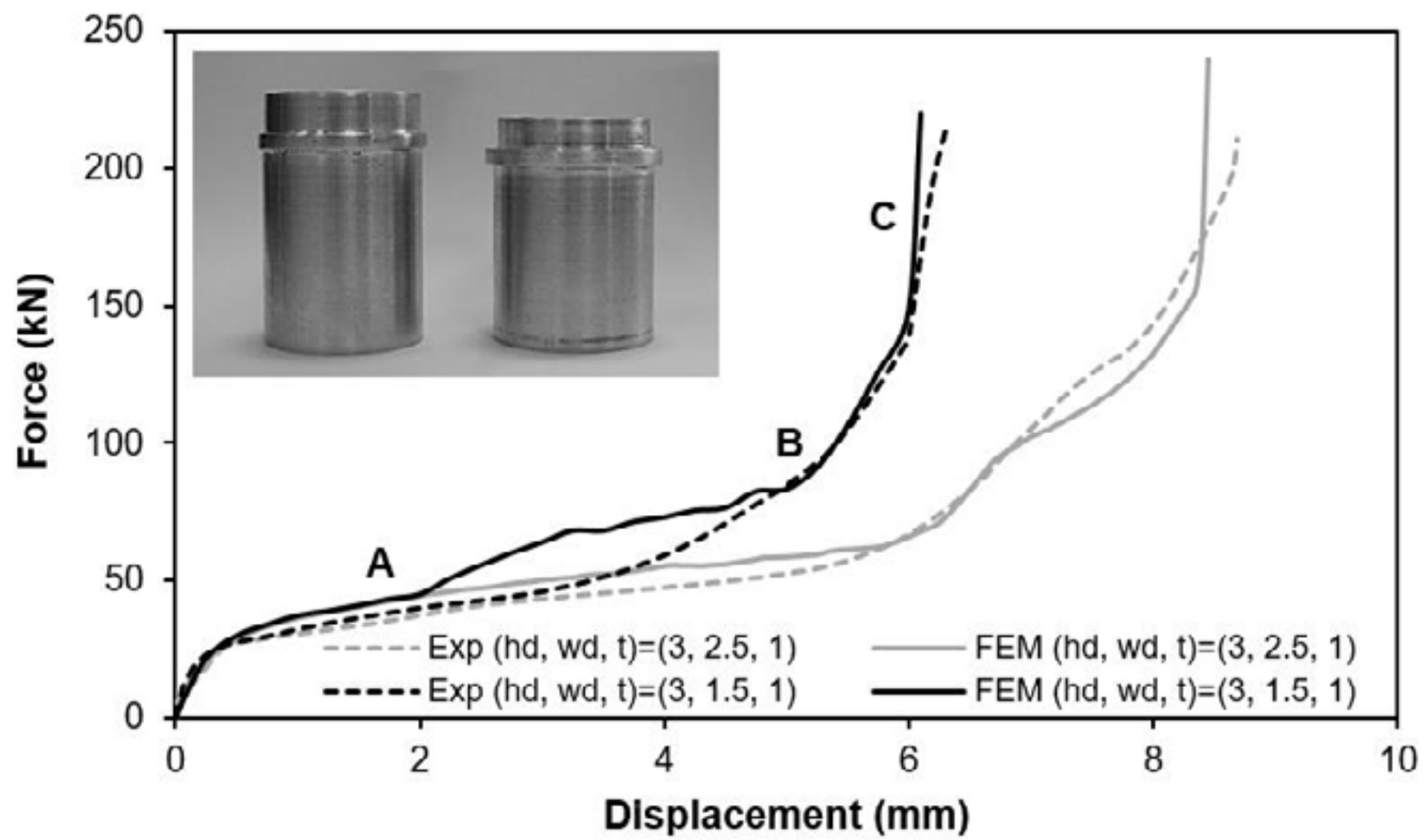


Figure 9 - Boss forming process evolution.

- (a) Experimental and finite element predicted evolution of the force with displacement for two different annular flanges;
- (b) Finite element deformed meshes at the displacements labelled as 'A', 'B' and 'C' in (a).

The correlation between force evolution and mechanics of material pilling-up is self-explanatory and the significant increase in force at the transition from 'B' to 'C' is attributed to a rapid rise of pressure inside the die cavity caused by restrictions in material flow at the last stage of deformation. Further displacement of the upper die beyond point 'C' will damage both the tools and workpiece.

## 4.2 Boss forming of rods

Figure 10 illustrates the two extreme modes of deformation that are observed in boss forming of rods without pressure ring. In Figure 10b corresponding to case A of Table 2, material is removed from the outer radius of the rod by cutting and a continuous curled chip is formed with a well-defined shear plane inclined to the upper die surface. The die cavity is not properly filled out and the resulting annular flange is unacceptable.

In Figure 10c corresponding to case C of Table 2, material is displaced and piled up with no separation into a chip. This mode of deformation corresponds to what is aimed for boss forming and will be later applied to the joining of sheets to tubes by mechanical interlocking.

Test cases corresponding to operating conditions placed in between these two extreme modes of deformation (e.g. case B of Table 2) experience transition modes of deformation from cutting to piling up with chips being formed at larger or smaller extents.

Despite ensuring the formation of annular flanges by material pile up with no separation into a chip, there are grooves in case C that are typical of ductile fracture along the material pile up length  $b$ . The grooves are shown in Figure 10a and their morphology is typical of cracks that opened by tension.

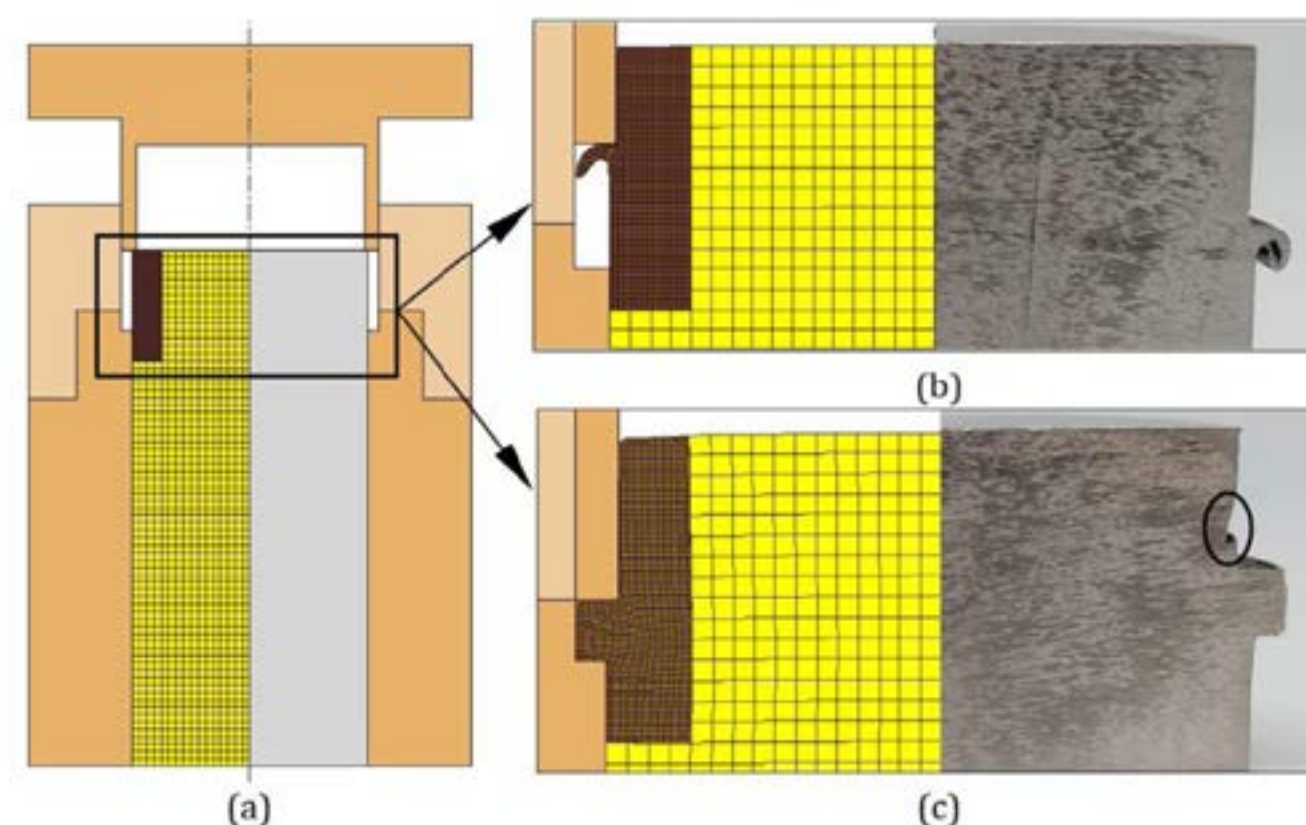


Figure 10 - (a) Boss forming of rods without pressure ring and computed and experimental cross sections for (b) case A and (c) case C of Table 2.



The avoidance of cracks during boss forming of rods required changing the stress state of the material adjacent to that undergoing piling-up along the longitudinal direction. This was achieved by redesigning the upper die in order to include a pressure ring that imposes compressive stresses on the region of the rods next to the material pile-up thickness  $a$  (Figure 11b).

Figure 11 shows the finite element computed distribution of average stress  $\sigma_m$  at the rod end for the upper die designs without (Figure 11a) and with (Figure 11b) pressure ring. As seen, results confirm the avoidance of tensile average stresses  $\sigma_m$  when using the upper die with a pressure ring. The photographs included in Figure 11 confirm the influence of the prevailing stress state in the occurrence or prevention of ductile fracture along the material pile up length  $b$ .

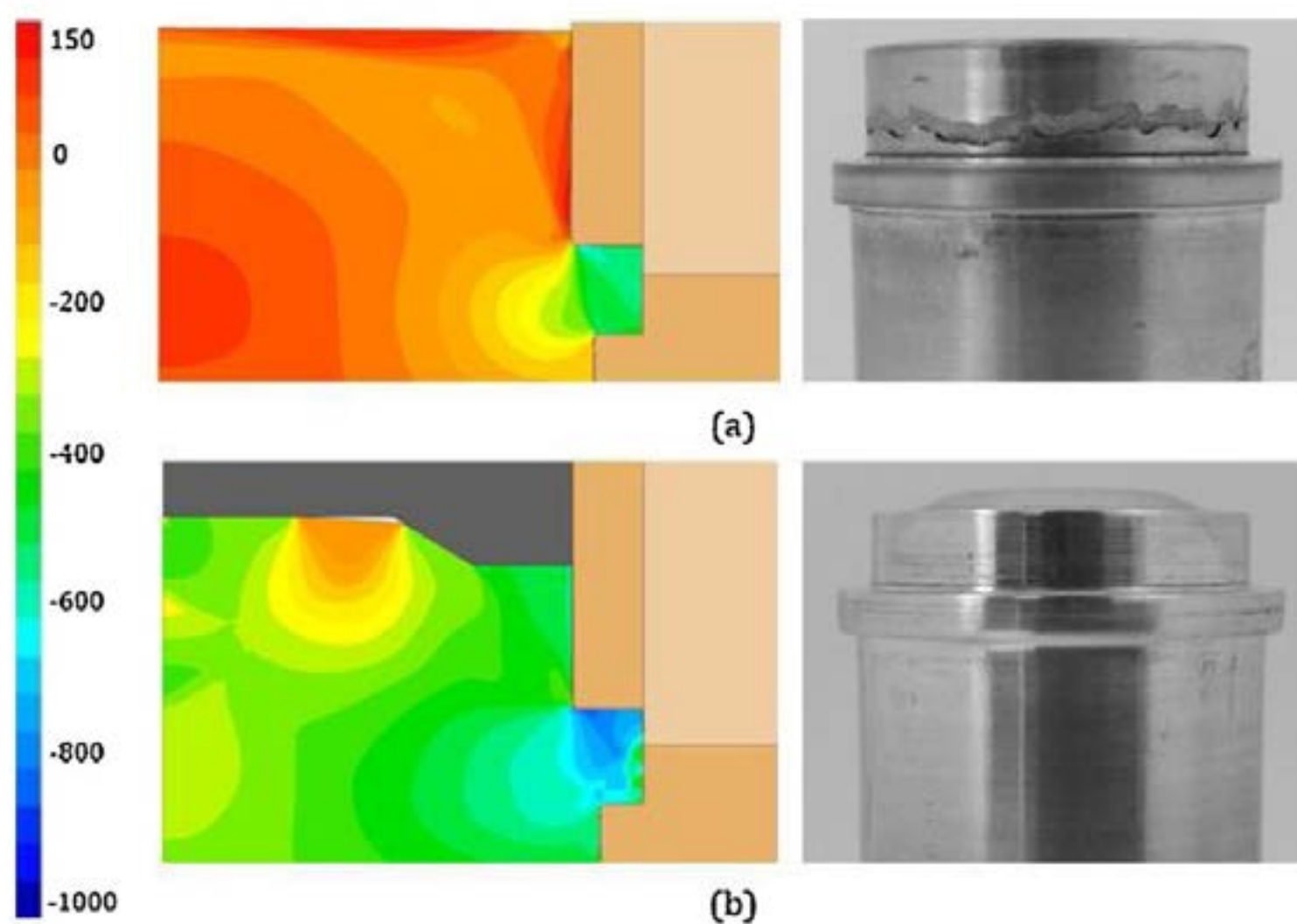


Figure 11 - Finite element distribution of the average stress [MPa] at the upper rod end at the last stages of boss forming (a) without and (b) with pressure ring. Photographs show evidence and absence of cracking along the material pile-up length  $b$  (cases C and D of Table 2).

The utilization of pressure rings also influences the force-displacement evolution in boss forming (Figure 12). However, this influence is limited to the final stage of the boss forming process where the influence of the pressure ring contributes to increase the overall levels of

compressive stresses. In fact, both force-displacements evolutions shown in Figure 12 show a small monotonic force grow up to a point beyond which the force rises more steeply in the boss forming with pressure ring due to the extra compressive stresses induced by the pressure ring. Still, the maximum boss forming force for the upper die with pressure ring is below 200 kN.

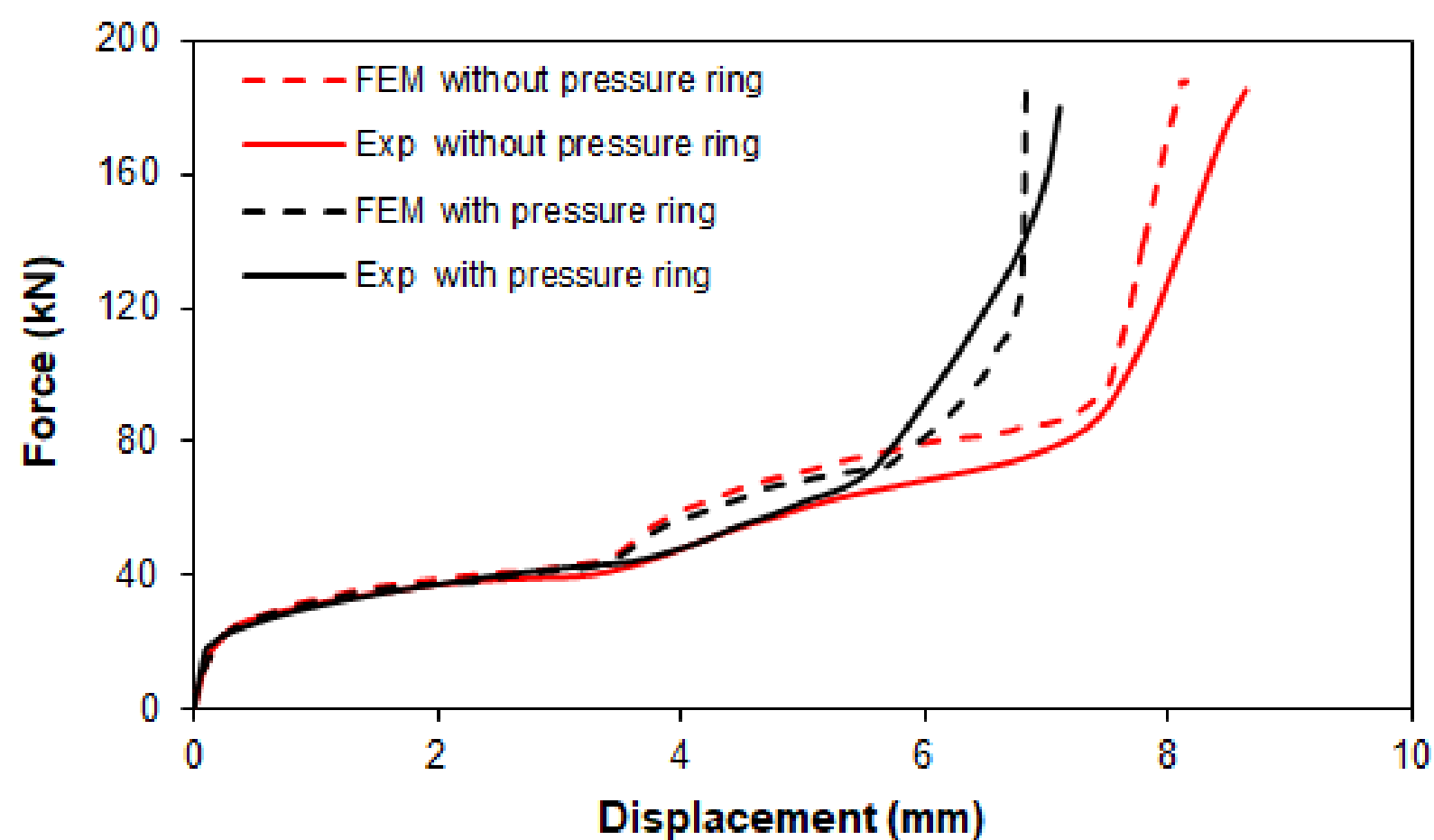


Figure 12 - Finite element and experimental evolution of the force with displacement for the boss forming of rods without and with pressure rings (cases C and D of Table 2).

### 4.3 Joining sheets to tubes and rods

The joining by forming process was performed in two different stages. In the first stage, boss forming was utilized to produce the bottom annular flange with a cross section geometry large enough to ensure an adequate bearing surface for receiving the sheet. For performing the second stage several processes can be utilized to join the tube/rod and the sheet.

In case of the thin-walled tubes, the sheet-tube connection can be performed by flaring (Figure 13a) or by upsetting (Figure 13b) of the free tube end. Figure 13 shows the initial and final meshes for each of the mentioned joining processes and photographs of the



resulting mechanical joint. An additional boss forming operation like it was utilized for the rods (Figure 14) can also be performed.

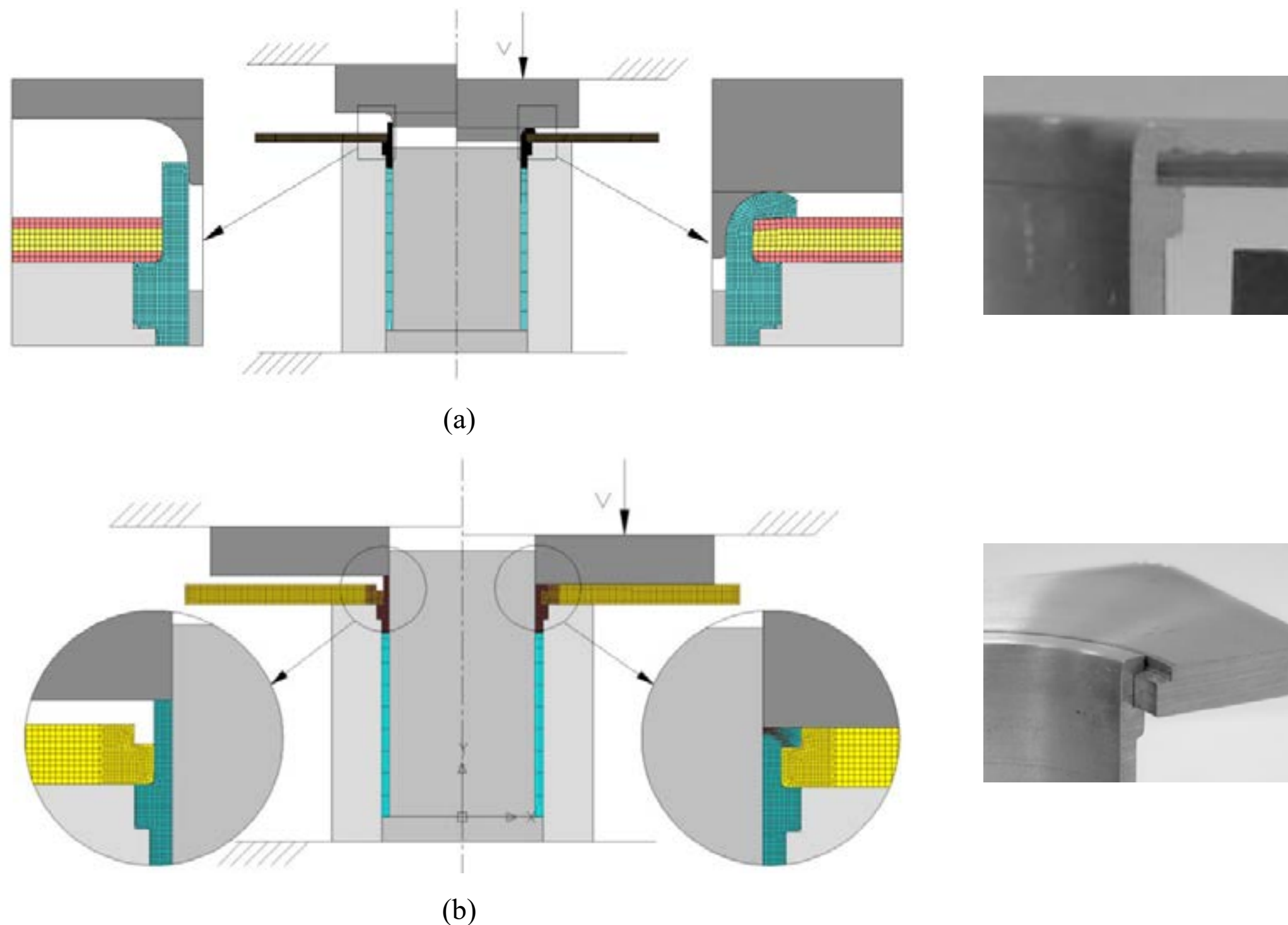


Figure 13 - Initial and final computed meshes for each of the mentioned joining processes with a flaring operation (Figure 13a) and by upsetting (Figure 13b) of the free tube end, as well as photographs of the resulting mechanical joint.

To join sheets to rods by plastic deformation with mechanical interlocking, the boss forming with the pressure ring concept was utilized. The operation conditions were retrieved from case D of Table 2 because they proved to be adequate for producing sound annular flanges without signs of chip formation and cracking during material pile up.

In the second stage after the initial boss forming operation, a secondary boss forming operation was utilized to produce the top annular flange that allows fixing the sheet to the rod by mechanical interlocking. Figure 14a shows the finite element mesh after the initial boss forming operation and after the mechanical joint, with a detail of the mesh after the

joining process is concluded. The photograph in Figure 14b shows the joint and its cross section at the end of the process.

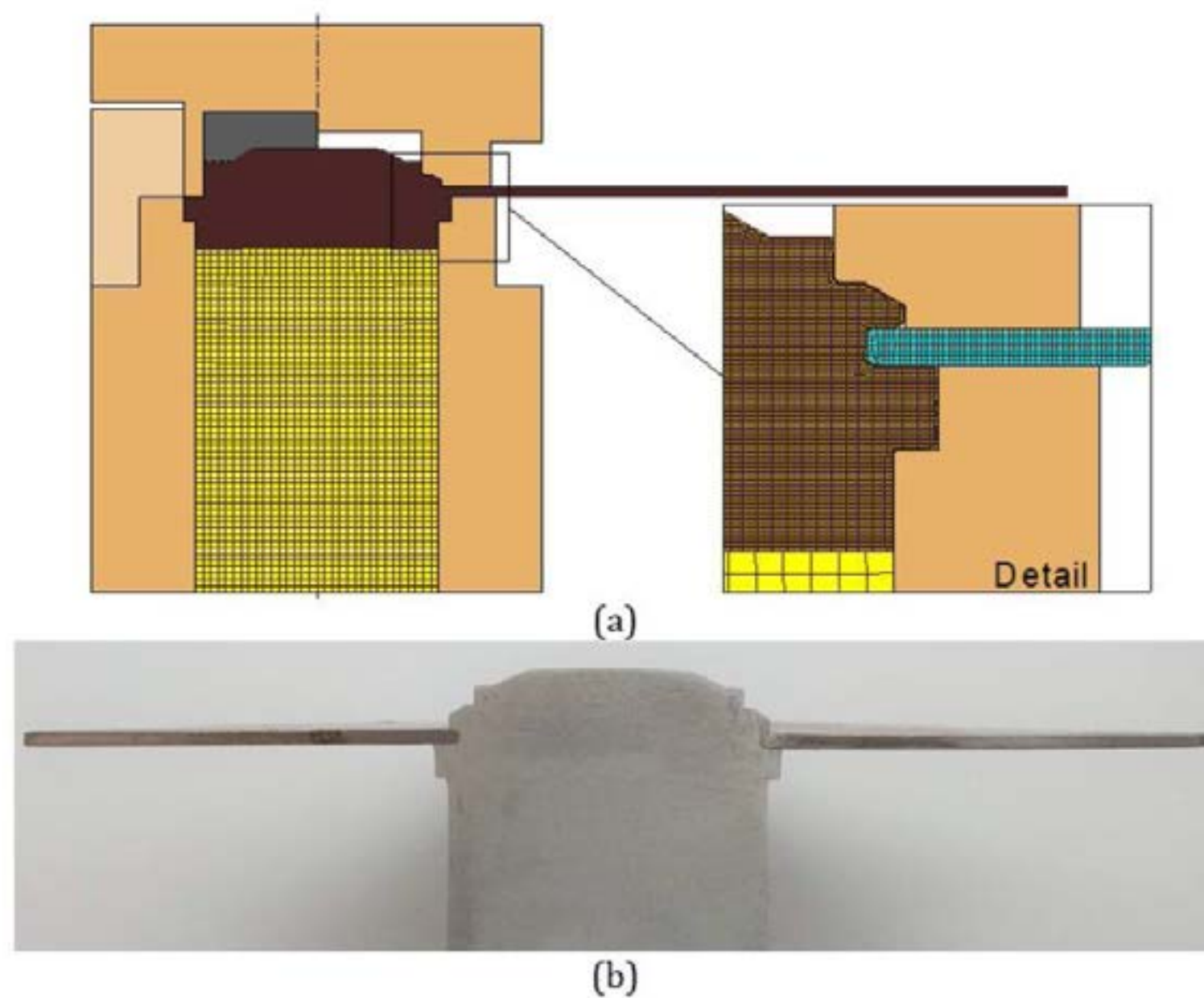


Figure 14 - (a) Finite element modelling of the joining of DC04 steel sheets to AW 6082 aluminum rods by the new proposed boss forming process. (b) Photograph showing the cross section of the actual joint.

The next test was focused on evaluating the performance of the joints by means of destructive tests aimed at detaching the components from each other. This test was done in the rod-sheet connections and Figure 15 shows the finite element and experimental results of the destructive pull-out tests aimed at detaching the DC04 steel sheets from the AW 6082 aluminum rods.

As seen from the finite element simulations (Figure 15a) and from the force-displacement evolutions (Figure 15b), the mechanical interlock remains practically unchanged up to a force of 11.5 kN. Below this force, deformation is essentially carried out by the sheet subjected to progressive bending. Above this force, the mechanical interlock starts to fail and the sheet is eventually drawn and detached from the rod (refer to the enclosed photograph).



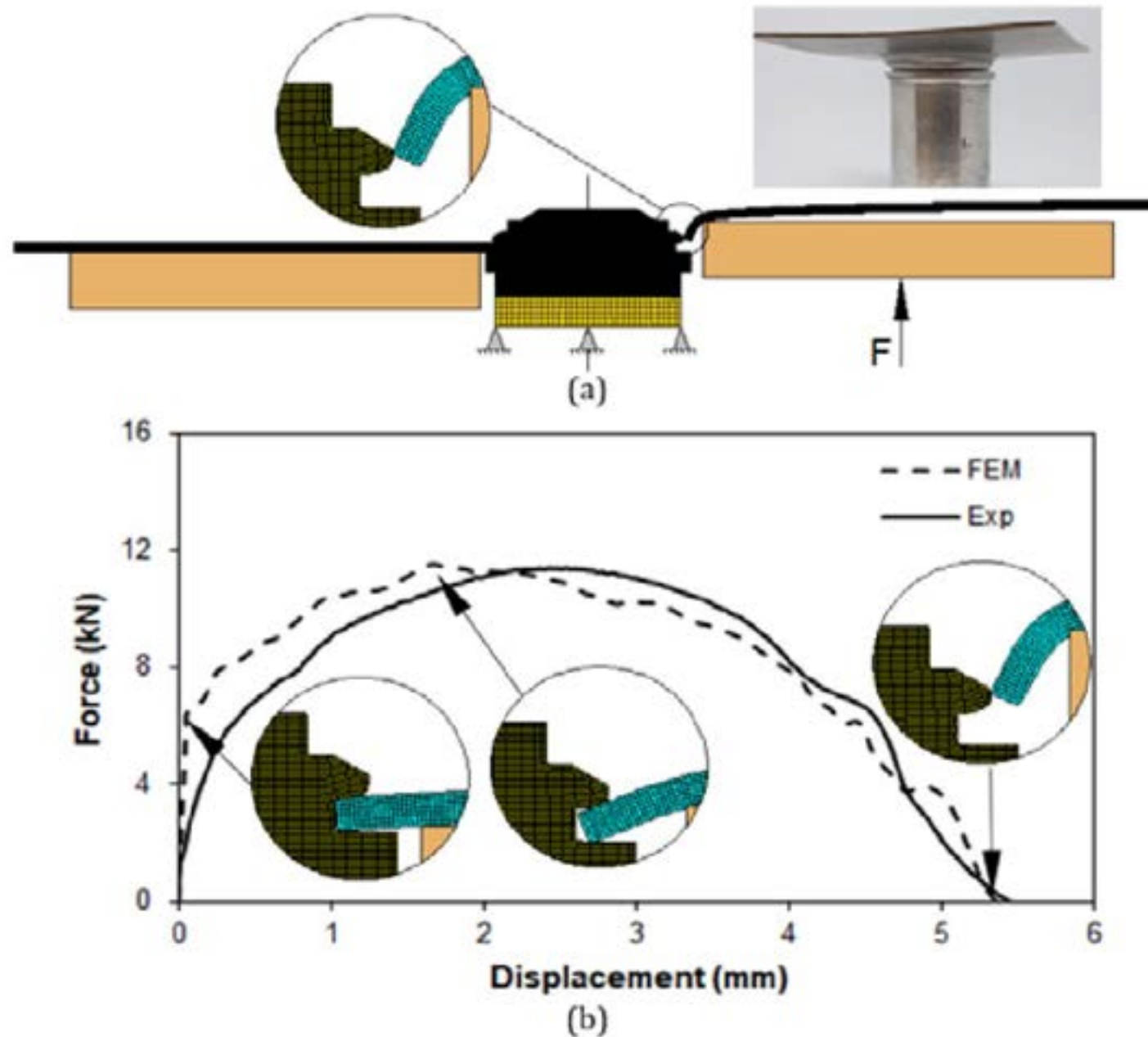


Figure 15 - (a) Finite element modelling and (b) predicted and experimental evolution of the force with displacement for the destructive pull-out tests. Photograph shows the sheet and rod after being detached.

## 5. Conclusions

The modification of the boss forming process previously proposed by Alves et al. [1] in order to allow the upper and lower dies to move together while material is piled-up into a die cavity is effective for producing sound annular flanges with custom geometries and sizes in thin-walled tubes. The new process allows piling-up more material without failure by buckling or cracking due to additional confinement and control, and eliminates the dependency between the height  $h_d$  and the radius  $r_d$  of the annular flanges to be formed. The evolution of the boss forming force with displacement is typical of close-die forming operations with a rapid increase in the last stage of deformation due to restrictions in material flow caused by the die cavity.

Boss forming of annular flanges in thin-walled tubes can be successfully extended to solid rods. The extension requires redesigning the upper die to include a pressure ring and

building the lower die in two halves to include a die cavity. The pressure ring imposes a compressive stress state on the material of the rod adjacent to that being pushed ahead of the upper compression die in order to prevent cracking along the material pile up length. The attempts to perform boss forming of rods without pressure ring revealed unsuccessful due to the occurrence of ductile fracture and opening of cracks along the material pile up length. The utilization of small values of the material pile up thickness also revealed not appropriate because material will be removed from the outer radius by cutting with formation of a curled chip inside the die cavity.

Application of the proposed boss forming process for joining sheets to tubes and rods has the advantage of being performed at room temperature, of allowing dissimilar materials to be used and of producing joints that are easily recyclable at the end of service life.

## **ACKNOWLEDGMENTS**

The authors would like to acknowledge the support provided by Fundação para a Ciência e a Tecnologia of Portugal and IDMEC under LAETA-UID/EMS/50022/2019 and PDTC/EMS-TEC/0626/2014.

## **REFERENCES**

- [1] Alves L.M., Gameiro J., Silva C.M.A., Martins P.A.F., 2017. Sheet-bulk forming of tubes for joining applications. *Journal of Materials Processing Technology* 240: 154-161.
- [2] Alves L.M., Nielsen C. V, Martins P.A.F., 2011. Revisiting the fundamentals and capabilities of the stack compression test. *Experimental Mechanics* 51: 1565-1572





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Desenvolvimento dos parâmetros de solda a ponto por resistência elétrica em juntas grafadas <sup>(1)</sup>

Luiz Henrique Saraiva Tolentino (2)

Gilmar Ferreira Batalha (3)

### RESUMO

Tendo em vista a intensa competitividade entre empresas no cenário global atual, entre essas as montadoras de carros. O trabalho se fundamenta em estudar uma variação do processo de soldagem por resistência elétrica, visando melhoria contínua dos processos produtivos. A melhoria de processos exige estudos de viabilidade econômica, o refino e o aperfeiçoamento tecnológico do novo processo. No presente estudo foi desenvolvida uma aplicação industrial, utilizando uma configuração com densidade de corrente assimétrica, visando unir uma junta grafada de três camadas de forma a permitir a deformação ocasionada pelo eletrodo (endentação) na parte interna da amostra. A deformação unilateral teve por objetivo preservar superfície externa de um capô automotivo, cuja qualidade de acabamento é um fator essencial para a venda do produto. Portanto, a configuração de soldagem foi experimentada, variando-se os parâmetros de soldagem, de força, de tempo, de corrente elétrica e sentido da corrente elétrica. Foram obtidas assim 35 amostras soldadas, que foram divididas e ensaiadas para avaliação quanto ao visual da superfície da amostra, força de cisalhamento, diâmetro após o rompimento, endentação, verificar aspectos macrográficos como porosidade e o formato da zona fundida. A superfície avaliada apresentou marcas térmicas para a configuração de tempo de 90 milissegundos, em que se visualizam diâmetros após o ensaio de cisalhamento e indentação maiores, também se verificou a presença de poros na zona fundida. A variação da força entre e corrente elétrica não foi significativa, ambos não marcaram as amostras. O deslocamento da massa fundida na direção do eletrodo carregado positivamente foi constatado com a inversão da polaridade de corrente.

**Palavras-chave:** Soldagem a Ponto, grafagem, força, tempo, corrente, aço baixo carbono.

### Development of Electric Resistance Spot Welding parameters for hemmed joints

### ABSTRACT

Considering the intense competitiveness between companies in the current global scenario, among them the car manufacturers. The work is based on the study of a variation of the welding process by electrical resistance, aiming at the continuous improvement of the productive processes. The improvement of processes requires studies of economic feasibility, the refining and technological improvement of the new process. In the present study an industrial application was developed using a configuration with asymmetric current density to join a three-layer hemmed joint. The unilateral deformation aimed to preserve the external surface of an automotive hood; whose quality of the finish is an essential factor for the sale of the product. Therefore, the welding configuration was tested by varying the parameters of welding, force, time, electric current and electrical current direction. Thus 35 welded samples were obtained, which were divided and assayed for evaluation of the surface of the sample, shearing force, diameter after rupture, indentation, and verifying macroscopic aspects such as porosity, such as the shape of the molten zone. The evaluated surface showed thermal marks for the time configuration of 90 milliseconds, where diameters were visualized after the test of shear and indentation, also the presence of pores in the molten zone was verified. The variation of the force between and electric current were not significant, both did not mark the samples. The displacement of the molten mass in the direction of the positively charged electrode was verified by reversing the current polarity.

**Keywords:** Spot Welding, hemming, force, time, current, low carbon steel.

=====  
(1) Contribuição submetida ao 39º SENAFOR – 2 a 4 de outubro de 2019, Porto Alegre – RS.

(2) Mestrando, PPGEM – EPUSP, São Paulo – SP

(3) Professor PPGEM – EPUSP, São Paulo - SP

## 1. Introdução

O desenvolvimento do trabalho foi concentrado em uma solução industrial aplicada, na qual se uniram amostras grafadas e com cola estrutural internamente, as amostras soldadas foram provenientes de um capô automotivo. As amostras características para a junção estudada, figura 1: (a) tem-se de uma amostra grafada, somente grafada e cola estrutural aplicada e (b) amostra com aplicação de cola estrutural e um ponto de solda por resistência elétrica (ERSW)..

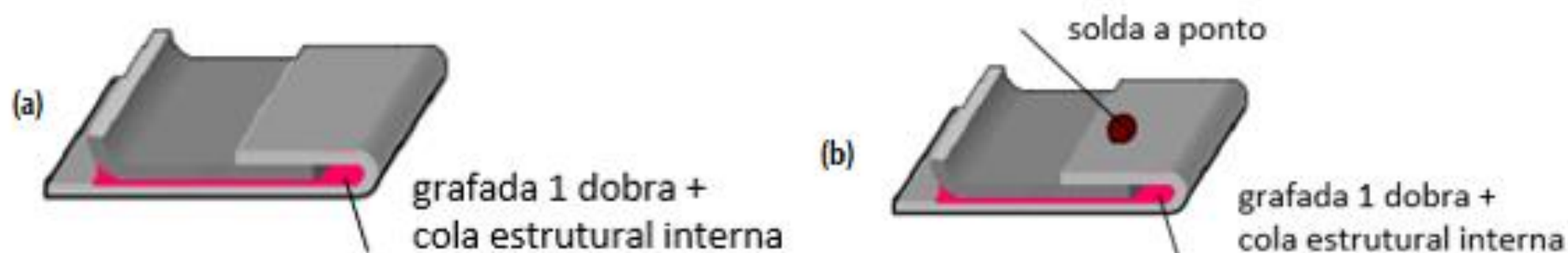


Figura 1 – (a) Painel grafado com uma aba dobrada, aplicou-se cola estrutural interna e (b) adicionado ponto de solda por resistência elétrica. Fonte: Adaptado de European Association Aluminium (2015).

## 2. Objetivos

O objetivo geral foi desenvolver uma solução para unir os painéis, interno e externo, de um capô automotivo, no qual o material é revestido com zinco puro, utilizando-se o processo de soldagem por resistência elétrica nas amostras grafadas e com três camadas. Foram propostos os seguintes objetivos específicos:

- Estudar a influência da variação dos parâmetros de soldagem nas características dimensionais, verificar se possui marcas visíveis na superfície externa do capô, o modo de falha e o formato da zona fundida.
- Estudar a influência do sentido da corrente elétrica nas características dimensionais, verificar se possui marcas visíveis na superfície externa do capô, modo de falha e formato da zona fundida na soldagem por resistência.

## 3. Processo de Grafagem

A percepção da qualidade em veículos automotores se relaciona com a beleza e harmonia das curvas no design, sendo um fator determinante para o consumidor final. E o formato, cor, pintura, precisão de montagem dos painéis são percebidas por clientes cada vez mais exigentes (SAKURAMOTO, 2013). Com o design mais atrativo, complexo, a dificuldade de se produzir utilizando-se o processo de conformação aumenta, há ocorrências nas quais a pintura não esconde as pequenas imperfeições, que são de ordem de dezenas de micrometros (SAKURAMOTO, 2013). O processo de grafagem é largamente utilizado na fabricação de automóveis, cujo objetivo é unir, por meio de conformação mecânica, a parte na qual os painéis de chapa metálicos são posicionados na face externa com os painéis de chapa metálica, que são posicionados na face interna, como se observa em portas de veículos, capôs, tampa do porta-malas, conforme ilustrado na figura 2 (ERSOY; ERTUGRUL; AYGUL, 2017).

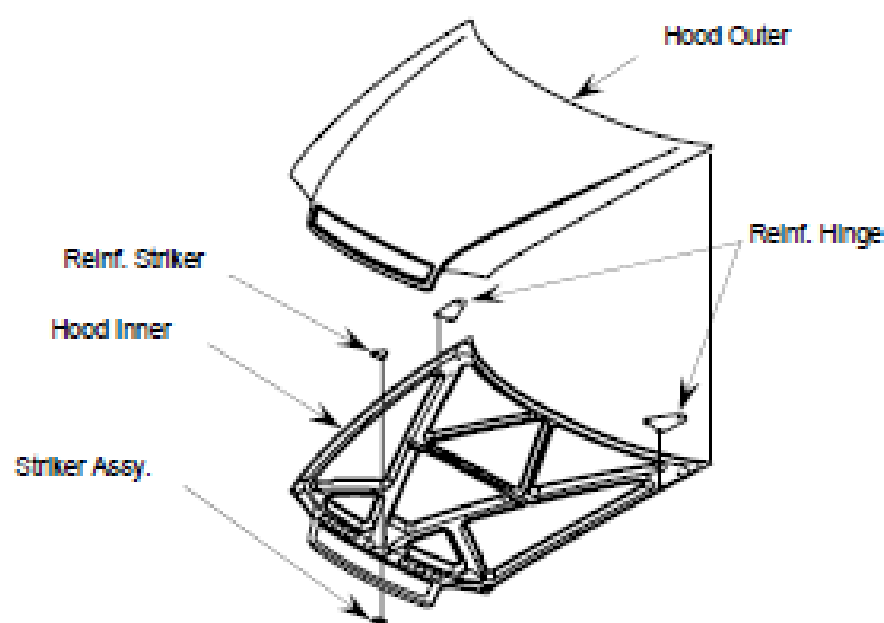


Figura 2 - Vista explodida de um capô; a parte interna com reforços é montada com a parte externa. Fonte: Adaptado de Jonkers (2006).

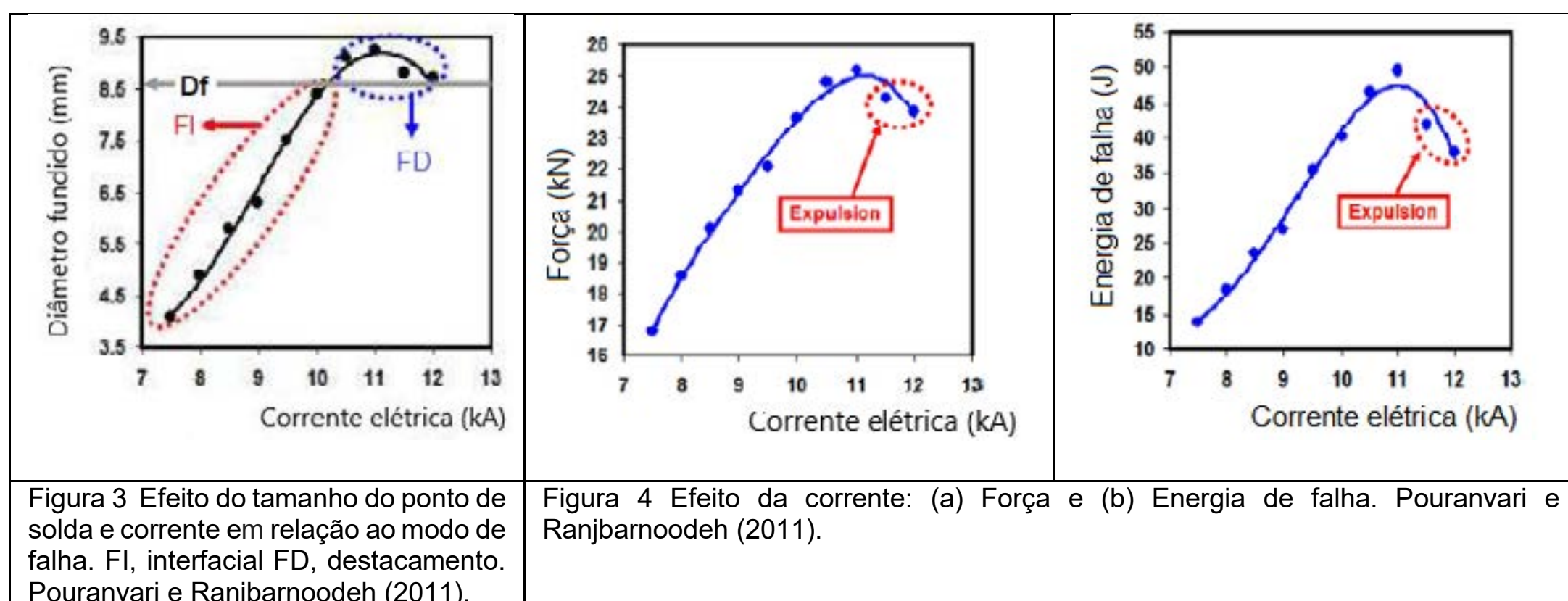


#### 4. Efeito da Corrente Elétrica

A corrente elétrica é a variável crítica do processo, que determina a taxa de calor gerado na soldagem, uma vez que é a única variável elevada à segunda potência. Tanto a corrente alternada quanto a corrente contínua podem ser utilizadas no processo de solda a ponto. A corrente contínua reduz as perdas no circuito secundário e é, normalmente, utilizada em aplicações que requerem alta intensidade de corrente (BATISTA, 2011).

O tamanho do diâmetro do ponto de solda tem relação com a taxa de calor gerado por dissipação que ocorre nos eletrodos. Fixando os parâmetros de tempo e pressão se tem que o diâmetro da solda e sua resistência mecânica são funções diretas da corrente de solda. Correntes baixas produzem zonas de fusão muito pequenas e soldas de baixa resistência mecânica, enquanto correntes elevadas produzem aumento uniforme do diâmetro e da resistência até o ponto em que se inicia a expulsão de metal, pela qual se formam vazios internos e trincas na solda (BATISTA, 2011). A densidade de corrente pode ser alterada pela variação do diâmetro do eletrodo, o aumento da área projetada diminui a densidade de corrente e, conseqüentemente, o calor gerado (BATISTA, 2011).

A relação do diâmetro do ponto de solda e a corrente aplicada no processo está apresentada na figura 3. Todas as uniões por solda a ponto possuem esta transição de interfacial e destacamento, somente há diferenças na curva diâmetro versus corrente. O ponto de transição marcado é de aproximadamente 8,6 milímetros para esta aplicação (POURANVARI; RANJBARNODEH, 2011). A energia de falha é uma medida da capacidade de absorção de energia do ponto de solda, cujo maior valor demonstra um aumento na confiabilidade de desempenho de solda contra cargas de impacto como acidentes. Existe uma relação direta entre a energia de falha estática obtida por meio do ensaio de cisalhamento e um ensaio de impacto, no qual se aumenta a velocidade do ensaio. A relação da corrente e a solicitação à tração e energia de absorção, vide Figura 4 (POURANVARI; RANJBARNODEH, 2011).



#### 5. Materiais e Métodos

Os experimentos foram executados em um capô automotivo, que recebeu o material de forma que os painéis, interno e externo, estavam unidos por meio da operação de grafagem. Para realizar a união por solda a ponto, foram necessárias algumas etapas como: corte preliminar, seleção de parâmetros, ensaio em campo e soldagem com os parâmetros definidos, corte final e avaliação por meio de ensaios visual, dimensional e mecânicos, vide figura 5.

O material obtido para a experimentação foi um capô automotivo, figura 6, no qual os painéis internos e externos foram unidos por meio da operação de grafagem.

O material utilizado foi um aço baixo carbono para conformação a frio, com espessura de 0,8 milímetros, galvanizado a quente por imersão, com espessura de camada de 5 a 12  $\mu\text{m}$  por superfície de zinco puro e classificação DIN EN 10346-DX54D+Z100 (DIN - GERMAN INSTITUTE FOR STANDARDIZATION, 2009). Seguem as Tabelas 1, 2 e 3, respectivamente com a composição química, propriedades mecânicas e massa de zinco por superfície.

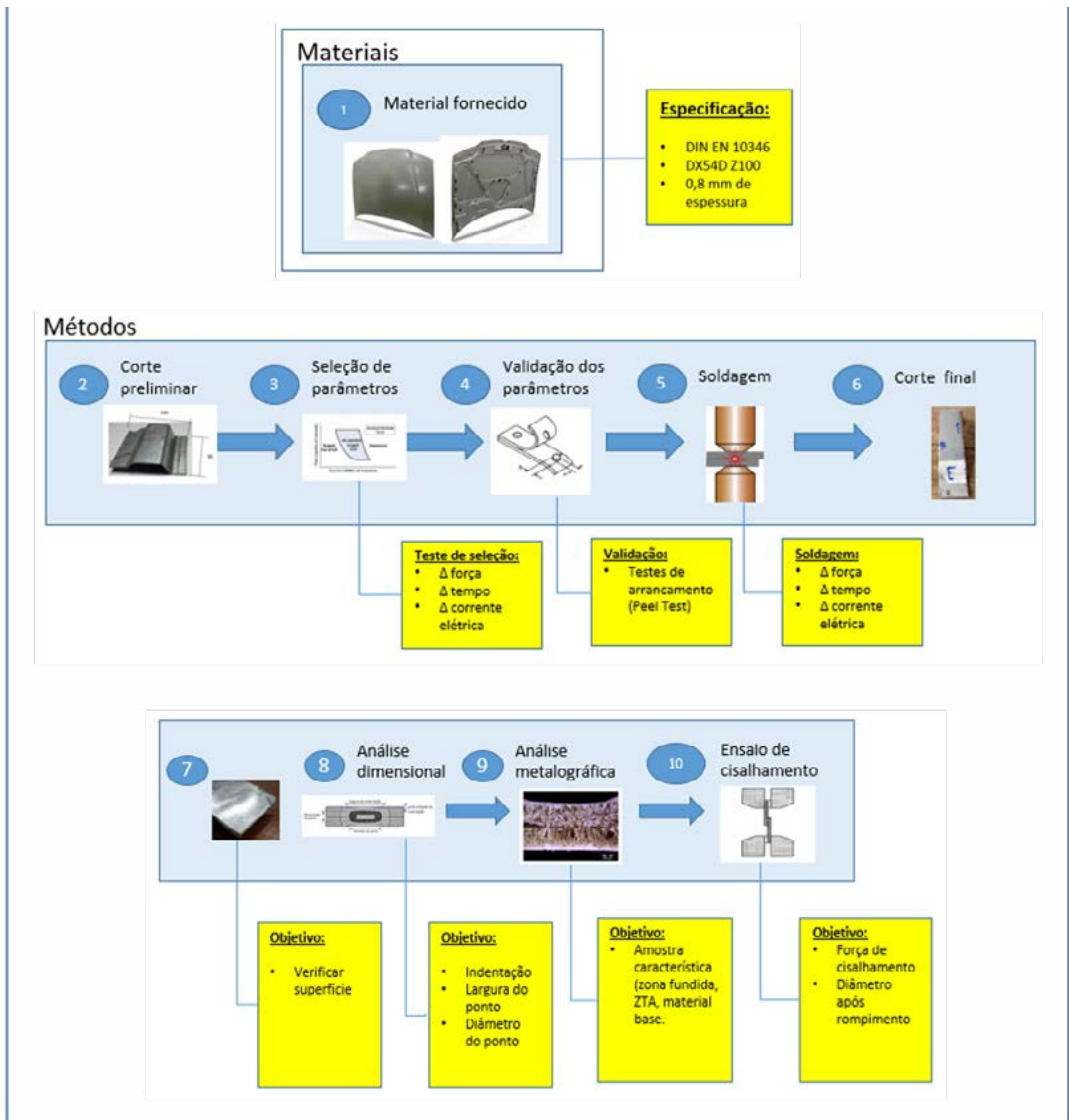


Figura 5 – Ilustração dos procedimentos de materiais e métodos

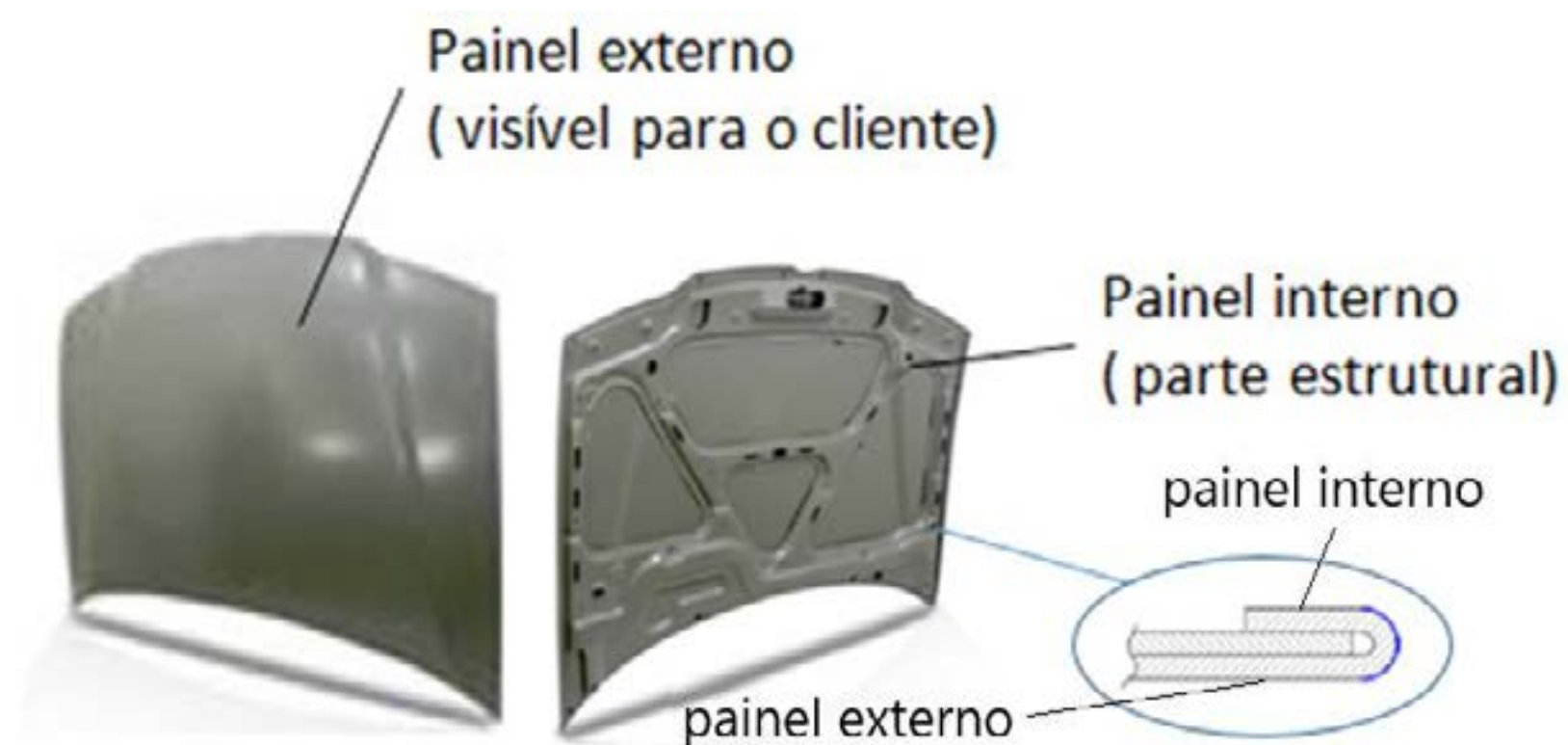


Figura 6 – Capô automotivo, ilustrada a área grafada, que se estende ao redor do produto.



Tabela 1 - Composição química para aços de baixo carbono DIN EN 10346-DX54D+Z100

Designação	Composição química (%)					
	C	Si	Mn	P	S	Ti
DX54D +Z100	0,12	0,5	0,6	0,1	0,045	0,3

Fonte: DIN - German Institute for Standardization (2009).

Tabela 2 - Propriedades mecânicas do aço DIN EN 10346-DX54D+Z100

Designação	Limite de Escoamento	Limite de Resistência	Alongamento
DX54D +Z100	120 – 220 MPa	260 – 350 MPa	36% mín

Fonte: DIN - German Institute for Standardization (2009).

Tabela 3 - Massa de zinco por superfície

Designação	Massa de zinco por superfície
+Z100	5 – 12 µm por superfície

Fonte: DIN - German Institute for Standardization (2009).

## 5.1 Corte Preliminar

O capô foi recortado na região central, cuja área destacada em vermelho na figura 7 foi descartada. O material remanescente utilizado é o localizado ao longo de toda a borda do capô, sendo este usado na preparação das amostras, que foram soldadas e testadas. A amostra cortada do capô segue detalhada abaixo, na figura 8. As dimensões da amostra ficaram com 120 milímetros de largura e 130 milímetros de profundidade. A largura de 120 milímetros foi escolhida visando manter a união por grafagem dos painéis internos e externo, mais intacta possível, visto que ao cortar as amostras que as larguras eram inferiores ao valor de 120 milímetros, houve deformações que alteraram a característica da amostra unida e, assim, se teria mais um fator a considerar no estudo.

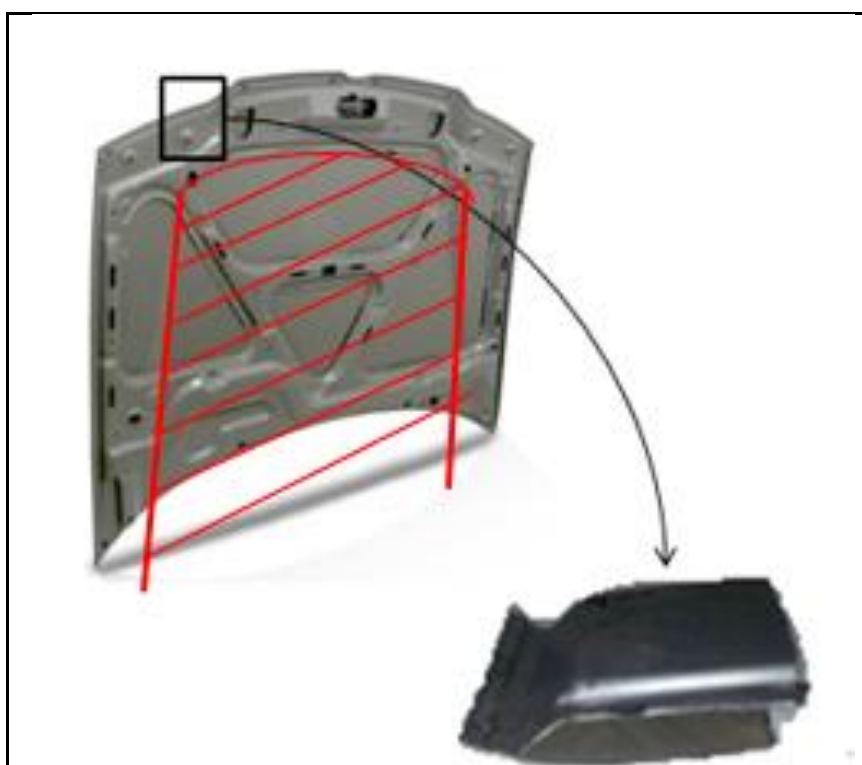


Figura 7 - Ilustração do corte preliminar no capô e foram extraídas as amostras

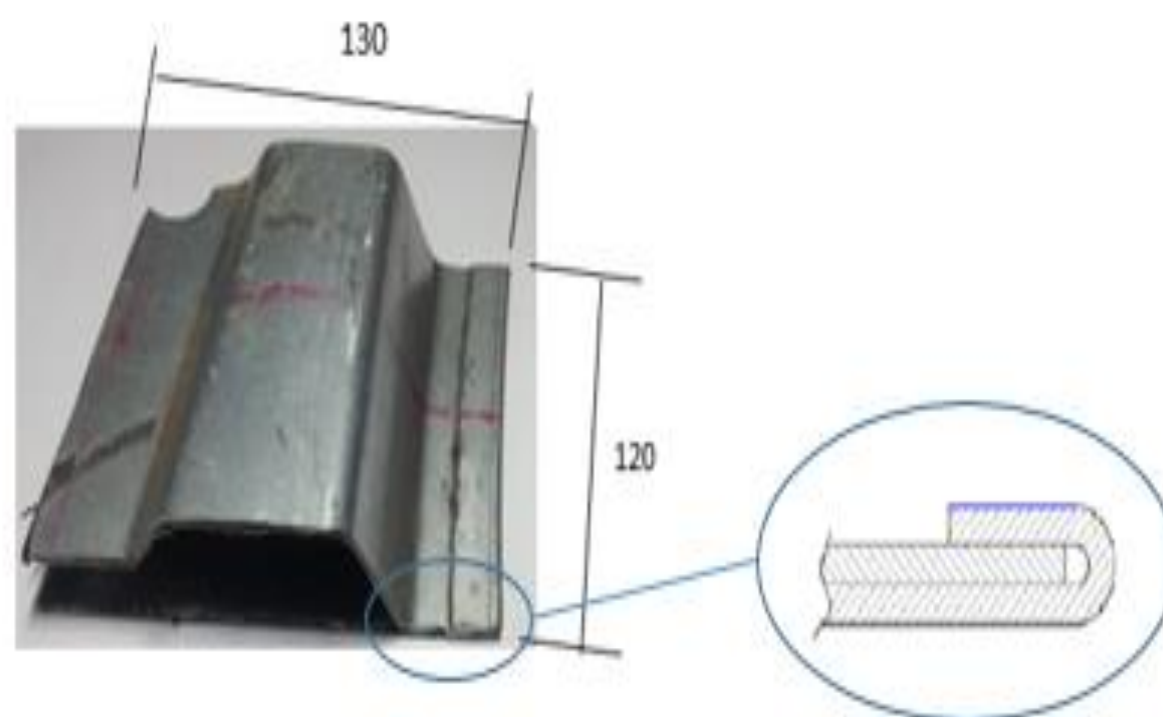


Figura 8 - Seção da união dos painéis interno e externo

### i. Seleção de parâmetros de soldagem a ponto por resistência elétrica (ERSW)

Para a realização dos experimentos de seleção dos parâmetros se utilizou uma pinça servo gun, tipo C da Marca Daring, em corrente contínua e média frequência 1000 – 1200 Hz. Os eletrodos usados, conforme norma RWMA, composição cobre – zircônio (0,15% Zr), endurecido por trabalho a frio, com dureza de 70 HB e condutividade elétrica de 90% IACS, vide figura 9

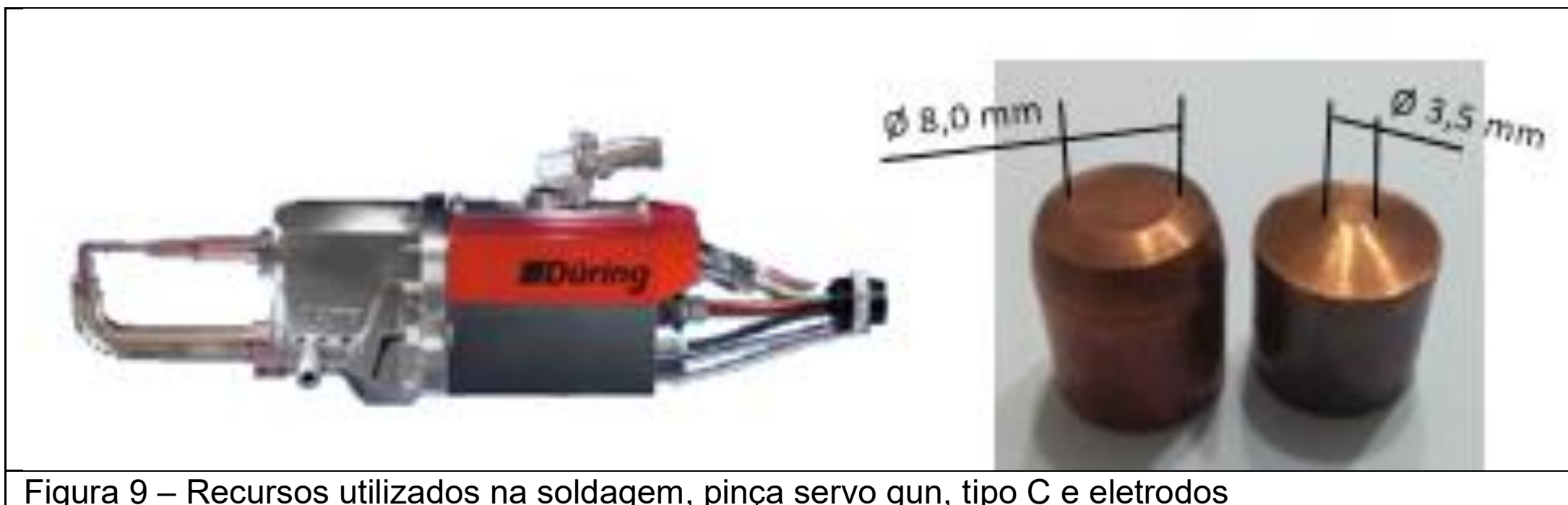


Figura 9 – Recursos utilizados na soldagem, pinça servo gun, tipo C e eletrodos

A definição dos parâmetros foi um processo que exigiu a pesquisa previa, sendo realizados experimentos preliminares para verificar a exequibilidade da união soldada, e os parâmetros de referência foram definidos via experimentação exaustiva e seguem mostrados na Tabela 4.

Tabela 4 - Tabela de parâmetros referência

Força [kN]	Tempo [ms]	Corrente [kA]
0,8	45	6,2

Após ajustar os parâmetros no equipamento foi medida a força aplicada entre os eletrodos com um dinamômetro para se garantir que o valor ajustado no equipamento correspondesse ao aplicado na operação, inclusive, o dinamômetro da Adis Development de até 1330 daN, apresentado na figura 10. Realizou-se a soldagem, conforme ilustrado na figura 11, em que o eletrodo com menor área de contato está posicionado sobre o lado que o material conformado via grafagem tem a aba resultante.



Figura 10 – Dinamômetro da marca Adis, utilizado para calibrar a força entre os eletrodos

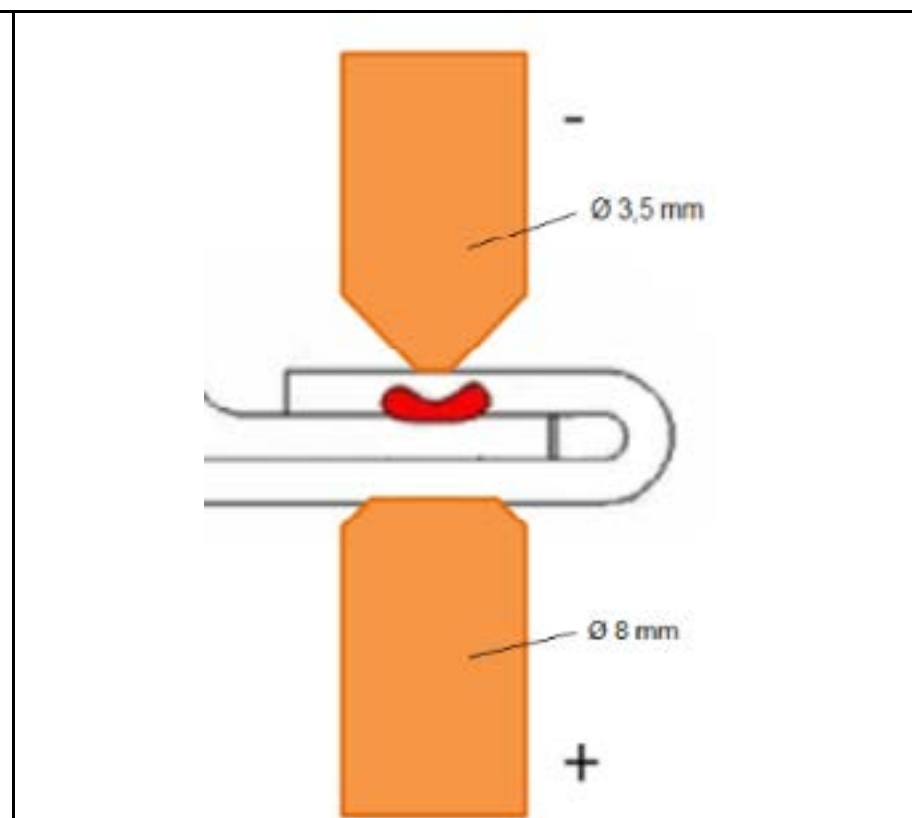


Figura 11 – Posicionamento dos eletrodos durante a soldagem

## ii. Validação dos parâmetros de referência

O ponto de solda produzido foi avaliado quanto a sua fusão, o método de avaliação via teste de arrancamento, conforme norma ISO 10447:2015. O teste de arrancamento é uma avaliação, em ambiente produtivo, para a validação da fusão entre os materiais, por meio da medição das dimensões do material remanescente após o arrancamento. Portanto, foi ensaiada a amostra soldada em uma morsa de bancada. E para fazer a movimentação e destacar o ponto de solda foi utilizado um alicate de pressão e esforço manual para destacar o ponto, conforme é mostrado na figura 12. Avaliação da amostra soldada foi validada por medição do material remanescente na chapa, o qual foi medido em dois sentidos perpendiculares entre si, vide figura 13 e equação 1. Calculou-se a média dos valores, conforme eq.1:



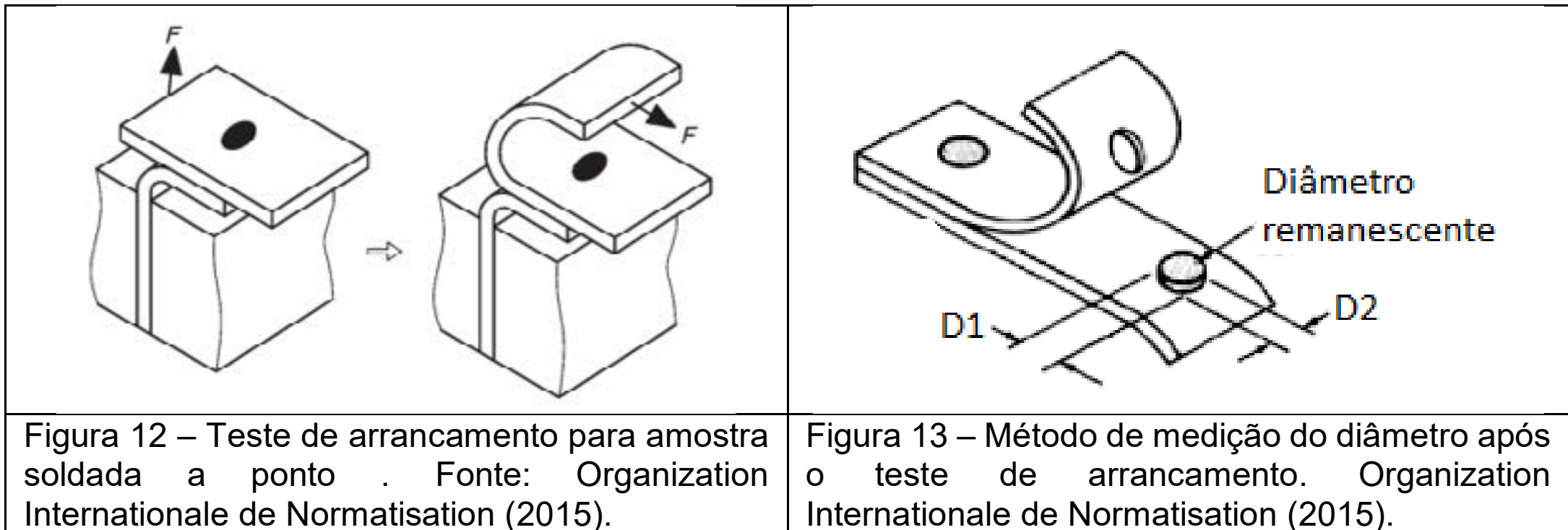


Figura 12 – Teste de arrancamento para amostra soldada a ponto. Fonte: Organization Internationale de Normatisation (2015).

Figura 13 – Método de medição do diâmetro após o teste de arrancamento. Organization Internationale de Normatisation (2015).

$$d_{rem} = \frac{(D1+D2)}{2} \quad (1).$$

O critério de aceitação adotado foi que o diâmetro no mínimo, que é um critério recomendado na indústria automotiva, conforme ISO/DIS 14373. E o coeficiente pode variar de 3,5 a 6, vide equação 2.

$$d = a\sqrt{t} \quad (2).$$

O critério de aceitação entre os diâmetros, mínimo e máximo, pode ser atingido sendo utilizadas diversas combinações de parâmetros, mas na experimentação foram trabalhados tempos de soldagem bem reduzidos, o que é um fator positivo com relação à produtividade.

### iii. Soldagem das amostras

A seleção da variação dos parâmetros foi um processo baseado nos parâmetros iniciais definidos na seleção de parâmetros e, assim, foi definida a Tabela 5, com as faixas de valores suficientes para se visualizar alterações no comportamento mecânico.

Tabela 5 - Tabela de parâmetros de soldagem

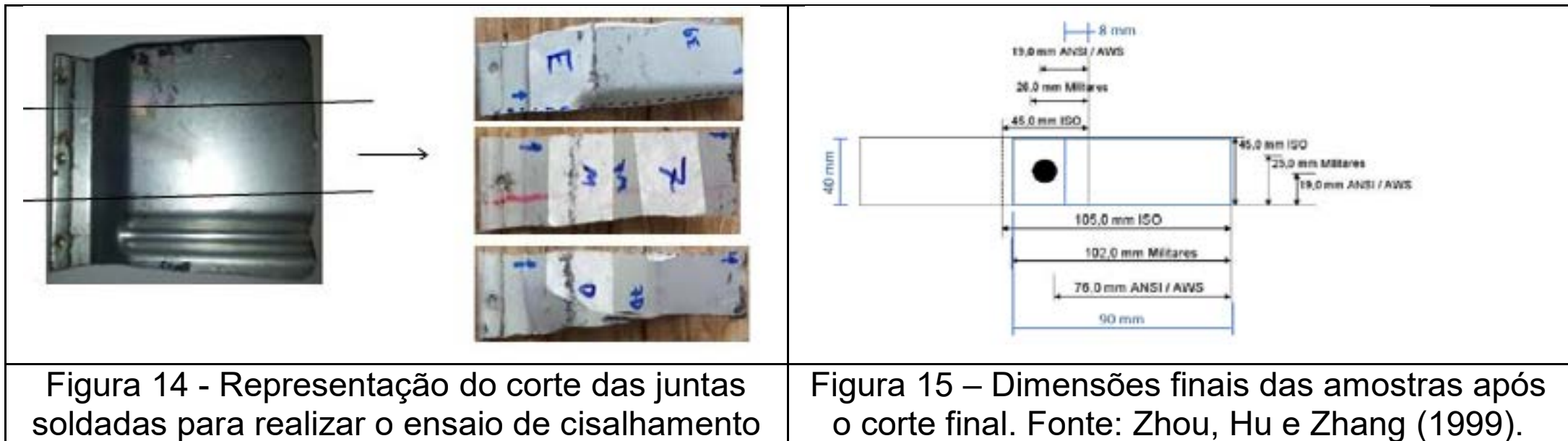
Combinações	Força [kN]	Tempo [ms]	Corrente [kA]	Pontos de solda
1	0,8	45	6,2	1 - 11
2	1,4	45	6,2	12 - 17
3	0,8	90	6,2	18 - 23
4	0,8	45	7	24 - 29
5	0,8	45	6,2	30 - 35

Portanto, foi executada a soldagem, na qual se produziram 35 amostras entre cinco combinações de conjunto de parâmetros.

### iv. Corte final das amostras

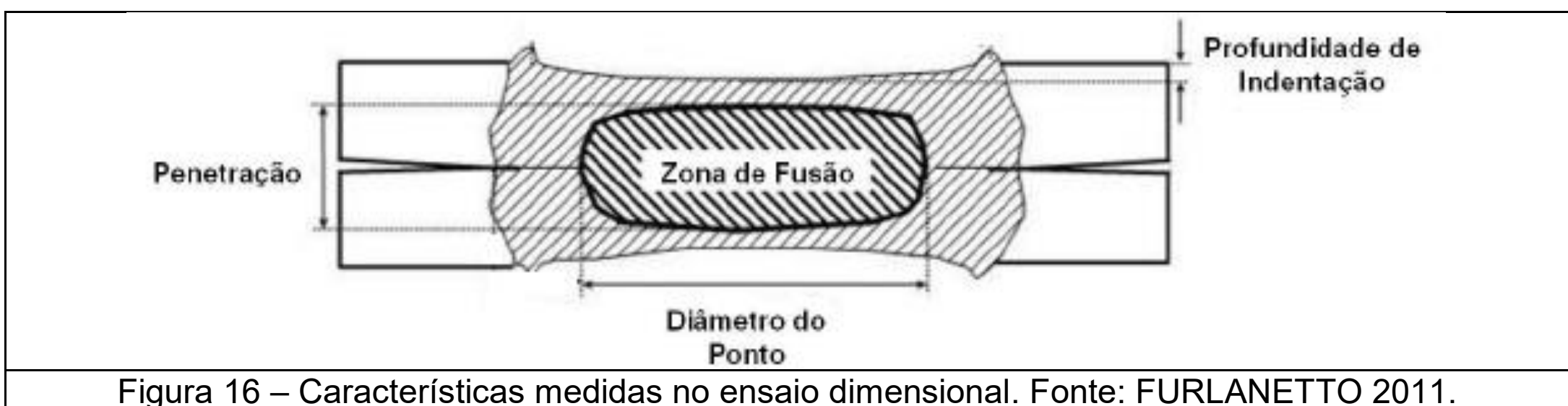
As amostras foram soldadas e nessas foram realizados três pontos de solda por amostra, portanto as dimensões finais das amostras foram obtidas após a operação de corte do material, mostradas na figura 14.

As dimensões finais das amostras foram ilustradas na figura 15, sendo comparadas as dimensões das amostras com dimensões indicadas conforme normas mais utilizadas em diversos ramos de aplicação.



## 6. Ensaio de controle dimensional do ponto de solda ERSW

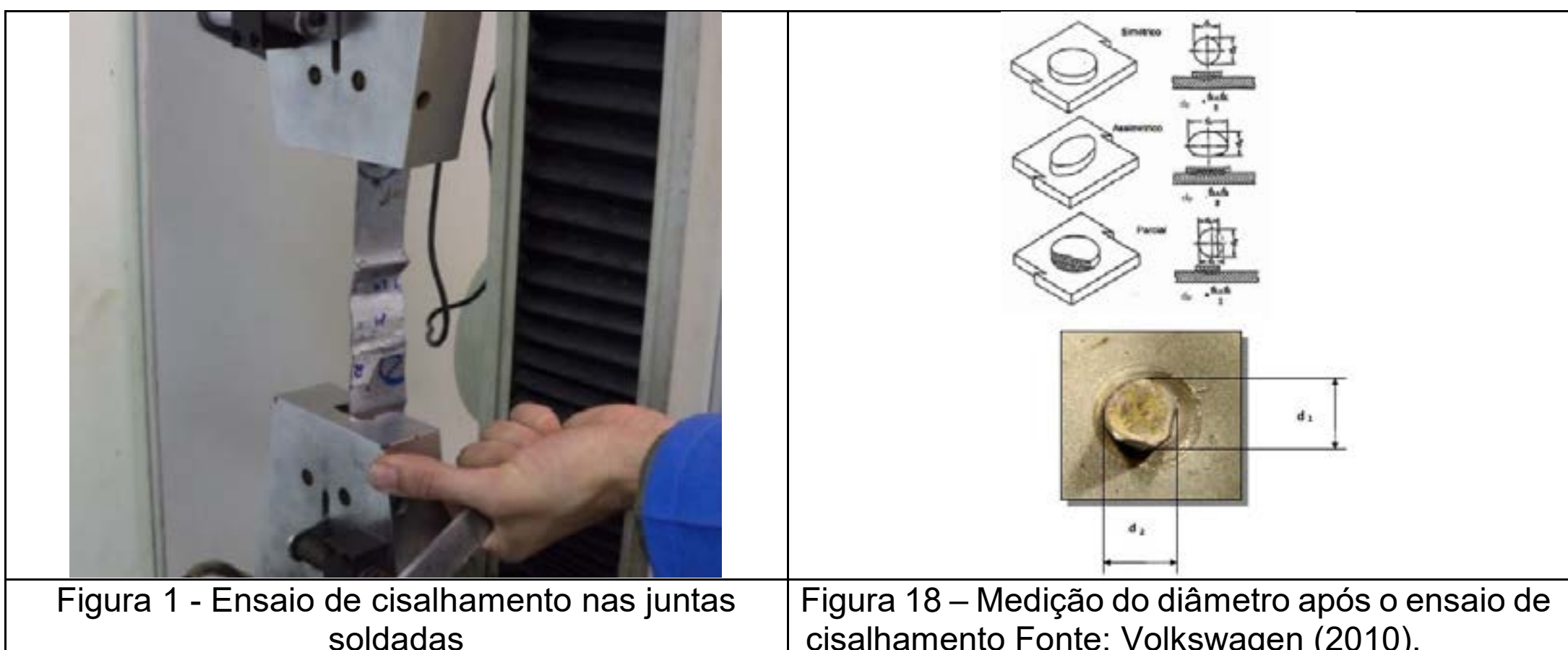
Ensaio dimensional foi medido, via microscopia, as características: indentação, largura da zona fundida e diâmetro do ponto, conforme ilustrado na figura 16.



## 7. ENSAIOS MECÂNICOS

### i. Ensaio de cisalhamento

O Ensaio de cisalhamento verificou a resistência dos pontos de solda. Após o ensaio, foi medido o diâmetro mínimo do ponto, que é medido com base no material remanescente na amostra após o ensaio. Para cada grupo de parâmetros, três amostras foram ensaiadas visando determinar a força de resistência ao cisalhamento. As amostras foram desdobradas manualmente e fixadas nas garras da máquina de tração, vide figura 17. O ensaio de cisalhamento ocorreu por meio da máquina Kratos, modelo K500/2000, com taxa de deformação de 5 mm/min, o que caracteriza um regime de carga estático, o qual foi tracionado até ruptura total dos pontos. A figura 18 apresenta a determinação do diâmetro medido após o ensaio de cisalhamento.







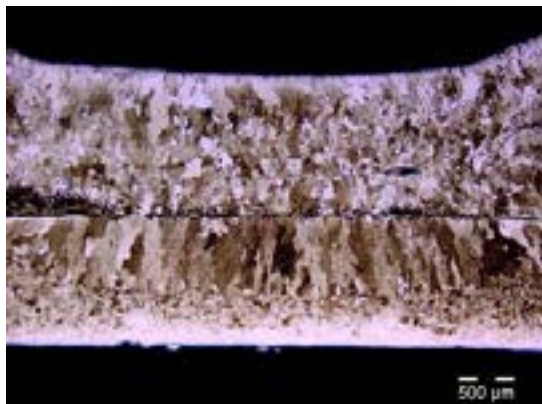

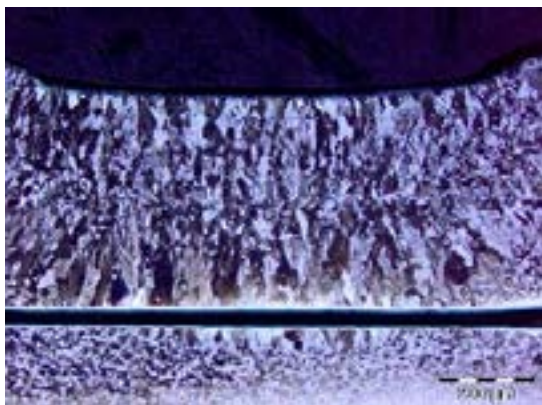





## 8. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 8.1 Análise Visual

As superfícies ensaiadas podem ser visualizadas na Tabela 7.

Tabela 6 - Conjunto de parâmetros, macrografia e respectiva superfície do painel externo

Parâmetros	Macrografia	Superfície Resultante
1	(a) Painel interno  Painel externo	(b) 
2	Painel interno (c)  Painel externo	(d) 
3	Painel interno (e)  Painel externo	(f) 
4	Painel interno (g)  Painel externo	(h) 
5	Painel interno (i)  Painel externo	(j) 



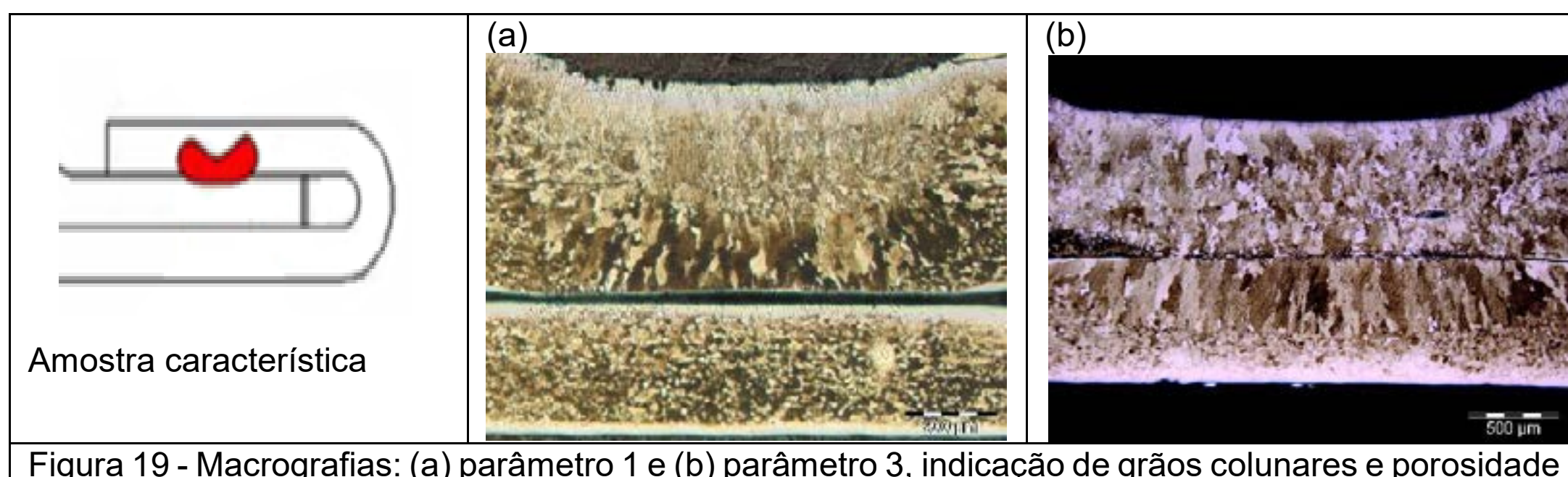
O aspecto visual da amostra é importante para a aceitação do produto, sendo assim, é primordial que não haja marcas no lado externo da amostra, conforme requisitos da norma VW 01105-1, em que a classificação da superfície é OG1. Esta classificação diz que a classe de qualidade da superfície se aplica a superfícies de chapas metálicas que, após “acabamento de metal” precisam ser isentas o suficiente de marcas e de impurezas, que são invisíveis após a pintura (área visível). Entretanto, não mais do que 10% da espessura da chapa poderá ser removida do “acabamento metálico”. Marcas superiores a 10% da espessura da chapa devem ser preenchidas, antes do “acabamento metálico” (VOLKSWAGEN, 2010).

Observou-se que as juntas fabricadas com as configurações de parâmetros 1, 2,4 e 5, não resultaram em marcações nas faces externas. Porém, ao se soldar com os parâmetros delimitados pelas condições do parâmetro 3, observa-se a marca na face externa.

As marcas são provenientes do aprofundamento do eletrodo na face perante o colapso da superfície, cuja resistência superficial se reduz na medida em que há o aumento da temperatura. Quando o material é aquecido, a força é suficiente para que haja o trabalho na zona plástica do material, portanto se visualiza a marca do eletrodo.

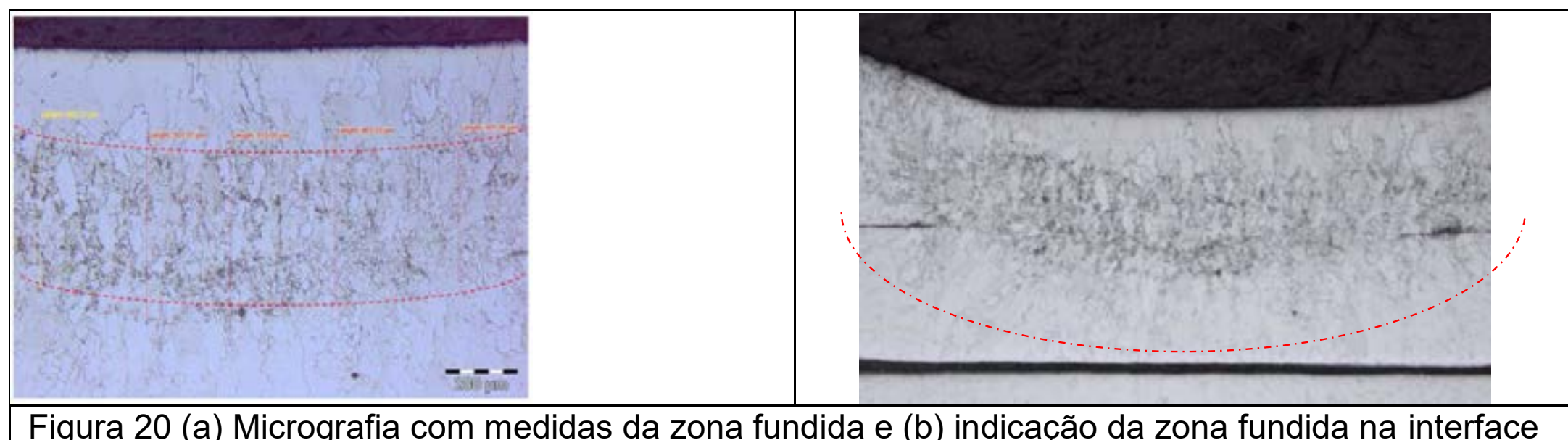
Os resultados da análise visual foram obtidos lixando-se a superfície de maneira a prover maior reflexibilidade à amostra. Considerou-se o lixamento como alternativa viável para a visualização, em função da classificação da superfície como OG1, que exige que as marcas não possam ser superiores a 10% da espessura da amostra. Com a aplicação do método foi possível detectar amostras com marcas térmicas, todas com a configuração de tempo aumentada para 90 ms. O método foi utilizado em escala laboratorial e não é recomendado para um ambiente produtivo em larga escala.

Também se deve considerar que os eletrodos contêm áreas de contatos distintas, assim o desbalanceamento em função da diferença de densidade de corrente que resulta em um perfil térmico não linear. Os resultados sugerem uma troca térmica mais intensa na amostra soldada com os parâmetros da configuração 3, vide figura 19(b), visualiza-se a presença de grãos colunares, mais alongados, principalmente, na parte inferior da amostra, enquanto são visualizados grãos circulares, recristalizados, de tamanho reduzido na chapa inferior da figura 19(a), o que propõe uma troca térmica de menor intensidade.



#### A. ANÁLISE DIMENSIONAL

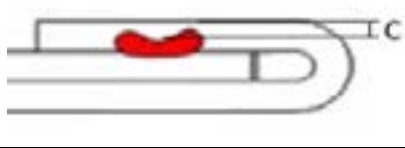
O diâmetro do ponto não foi medido via microscopia, pois foi medida a penetração do ponto e a indentação, sendo o resultado exibido na Tabela 8. O formato da zona fundida é assimétrico, conforme observado na figura 20 e a identificação da delimitação aproximada da zona fundida não seria simples, portanto, a decisão foi de medir o diâmetro somente após o ensaio de cisalhamento.





As dimensões obtidas nas medições da análise dimensional estão apresentadas na Tabela 8.

Tabela 7 - Resumo dos resultados

Parâmetro	 Indentação	Indentação média (mm)	Desvio padrão
1	0,356	0,45	± 0,11
1	0,388		
1	0,370		
1	0,561		
1	0,604		
2	0,291	0,48	± 0,27
2	0,674		
3	0,65	0,72	± 0,07
3	0,705		
3	0,800		
4	0,472	0,45	±0,11
4	0,561		
4	0,325		
5	0,210	0,28	±0,10
5	0,356		

## B. ENSAIOS MECÂNICOS

No mecanismo de falha no modo de destacamento se espera o a estrição na amostra na direção da espessura da chapa, a falha tende a ocorrer nas regiões de menor dureza (POURANVARI *et al.*, 2007). Observa-se à direita, figura 21 (a), o ponto de solda do modo de destacamento e à esquerda, figura 21 (b), verificam-se marcas térmicas, sem fusão entre as chapas, o que caracteriza o modo de falha interfacial.



Na Tabela 9 é apresentado o resultado do ensaio de cisalhamento, por meio do qual se mediu a força de rompimento, o diâmetro remanescente após o ensaio e o modo de falha.

Tabela 8 - Resultados provenientes do ensaio de cisalhamento: tensão de ruptura e diâmetro após do material remanescente no ponto de solda

Parâmetro	Amostra nº	Tensão de ruptura	Diâmetro após o ensaio	Modo de falha
1	1	1400	3,55	Destacamento
1	2	1090	2,84	Destacamento
1	3	1160	3,18	Destacamento
2	4	1286	3,06	Interfacial
2	5	885	1,91	Interfacial
2	6	1375	3,54	Destacamento
3	7	1475	4,76	Destacamento
3	8	1540	4,89	Destacamento
3	9	1120	3,36	Destacamento
4	10	1740	Rasgou duas chapas	Destacamento
4	11	1260	3,11	Destacamento
4	12	1115	2,86	Destacamento
5	13	730	3,09	Destacamento
5	14	835	4,11	Destacamento
5	15	820	2,56	Destacamento

A capacidade de absorver a energia do ponto soldado depende do diâmetro do ponto, da largura da amostra, da taxa de deformação e estes fatores combinados resultam em um determinado modo de falha. Portanto, a figura 22 mostra a relação do diâmetro do ponto de solda, após o ensaio de cisalhamento, força e respectivo modo de falha.

O diâmetro do ponto teórico conforme especificado ISO/DIS 14373 foi calculado para o coeficiente igual a 3,5. Na Equação 4 é possível visualizar o valor do diâmetro, que se estima que este fosse a transição de modo de falha interfacial para destacamento quanto à ruptura dos pontos de solda. Este coeficiente é aplicado em situações industriais análogas.

$$d_{min} = 3,5\sqrt{t} \rightarrow d_{min} = 3,5\sqrt{t} \quad (3).$$

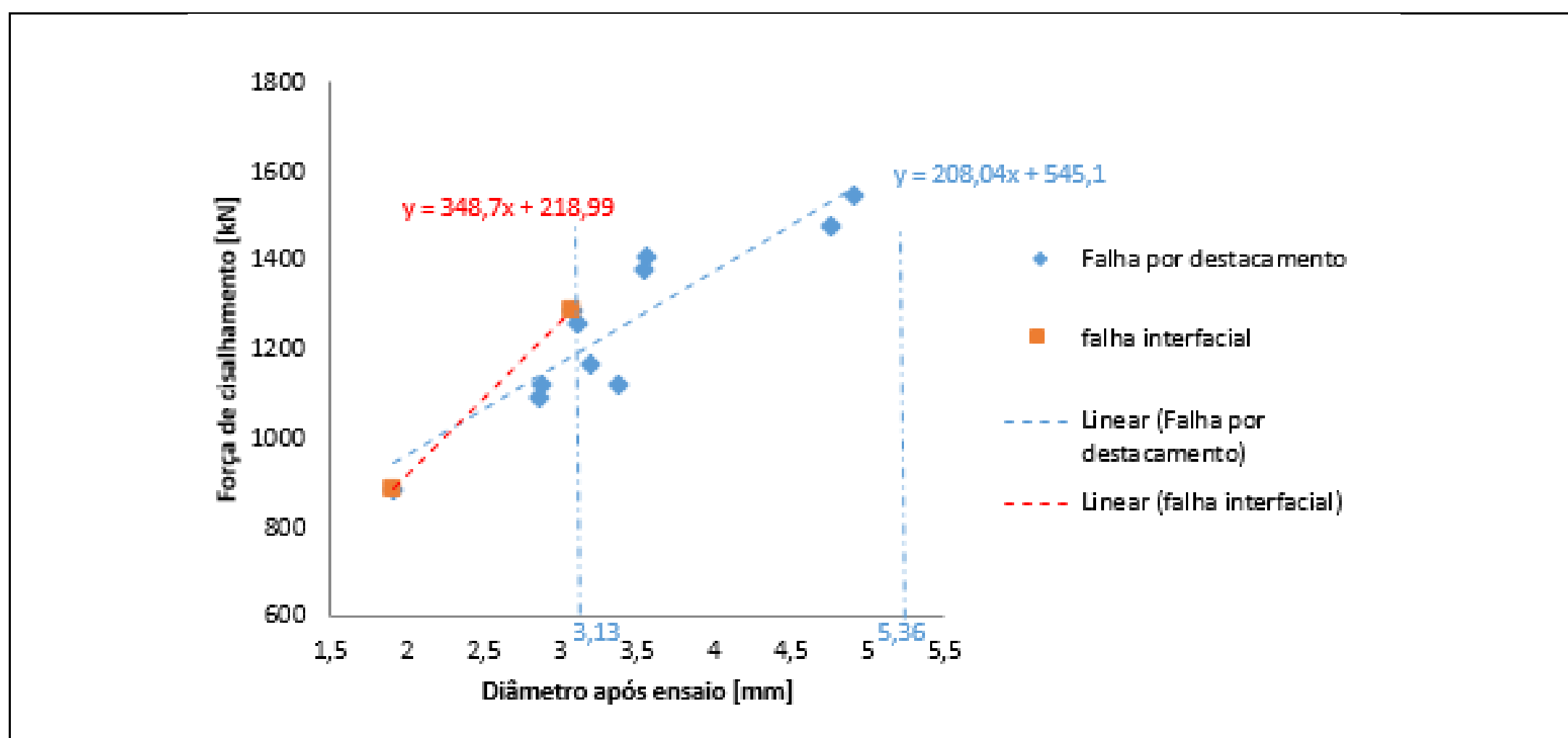


Figura 22 – Força de cisalhamento versus diâmetro (a) falha por destacamento e (b) falha interfacial

O ensaio dimensional resultou na avaliação da força de cisalhamento e no diâmetro medido após o ensaio, cujos resultados podem ser visualizados na Tabela 9. Os dados no ensaio foram exibidos, conforme figura 22, na qual se verificou que a força tende a aumentar conforme o diâmetro remanescente medido após o ensaio de cisalhamento aumenta e o modo de falha predominante nas amostras verificado foi o destacamento. E o valor médio da transição de modo de falha que foi estimado em 3,13 milímetros corresponde ao valor aproximado da zona de transição de modos de falhas.



Na figura 23 se tem a variação da força de cisalhamento por parâmetro, para cada amostra medida no ensaio. No parâmetro 4 somente duas amostras foram consideradas. Verifica-se que há uma tendência dos valores do parâmetro 3 em superar os demais, porém os campos de tolerância dos parâmetros se interpenetram.

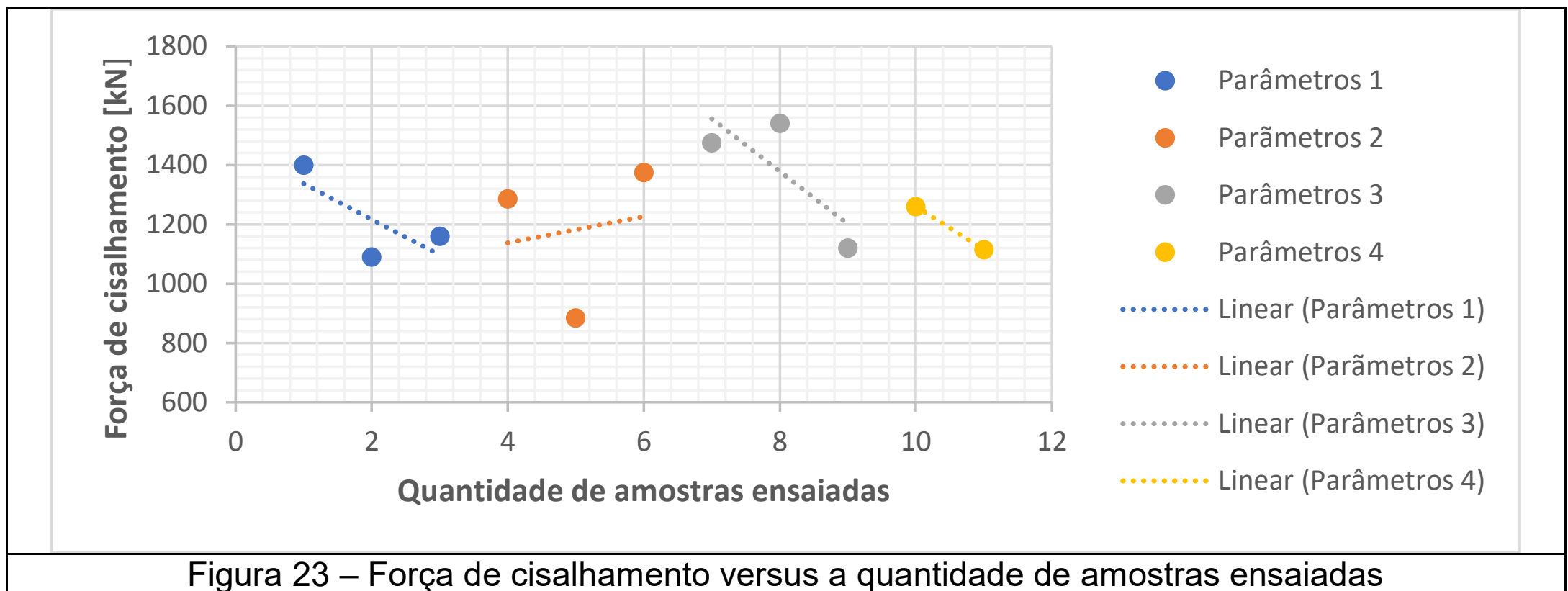


Figura 23 – Força de cisalhamento versus a quantidade de amostras ensaiadas

### C. INFLUÊNCIA DA FORÇA ENTRE ELETRODOS

Na Tabela 11 são apresentados os dados dos resultados referentes aos parâmetros 1 e 2, nos quais se alterou a força entre eletrodos (de 0,8 para 1,4 kN).

Tabela 9 - Resultados do ensaio de tração, e diâmetro do ponto após tração e indentação

Parâmetros	Força [kN]	Diâmetro do ponto [mm]	Indentação [mm]
Parâmetro 1	1217 ± 163	3,2 ± 0,36	0,45 ± 0,11
Parâmetro 2	1173 ± 256	2,8 ± 0,83	0,48 ± 0,27

Os valores de resistência à tração média são maiores para a condição do parâmetro 1 (1217 N contra 1173 N), porém a dispersão dos dados do parâmetro 2 são maiores. Os valores inferiores do parâmetro 2 se devem a maior aplicação de força entre eletrodos, que leva à queda da resistência de contato e, conseqüentemente, menor quantidade de energia sendo transferida para a amostra.

Na micrografia do parâmetro 1, vide figura 24(a), visualiza-se a zona fundida delimitada e posicionada na parte superior da amostra. Na figura 24(b) são visualizadas as alterações microestruturais em função da energia imposta sobre a amostra, mas não possui zona fundida entre as interfaces e não se visualiza com clareza a área fundida.

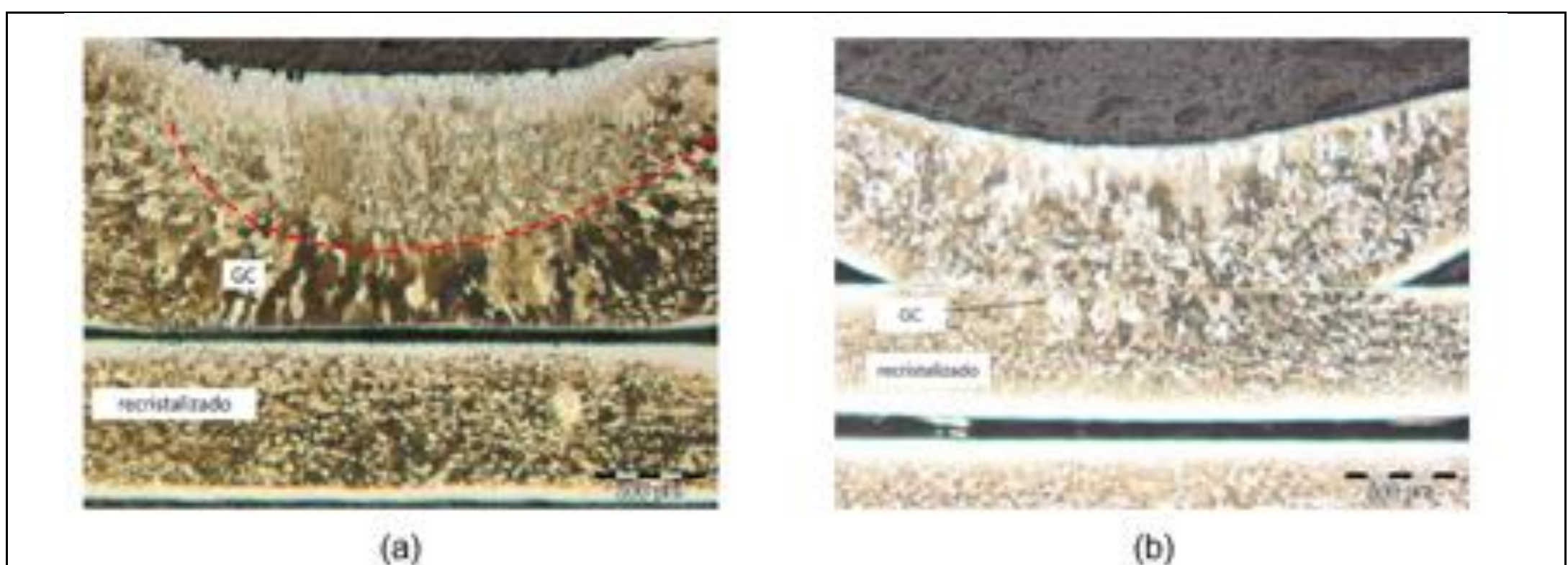


Figura 24 - Micrografias de (a) amostra do parâmetro 1 e (b) amostra do parâmetro 2, visualizam-se GC (indica grãos colunares) e visualiza-se zona recristalizada

#### D. INFLUÊNCIA DO TEMPO

A relação entre parâmetros 1 e 3 teve alterado o tempo de 45 segundos para 90 segundos. Na Tabela 11 são apresentados os resultados, podendo-se visualizar a relação da força versus diâmetro do ponto, conforme figura 25 e do diâmetro do ponto versus a indentação, conforme figura 26. Pode-se visualizar que ao aumentar o tempo se verifica tendência de maiores níveis de força de cisalhamento, maiores diâmetros remanescentes e maior grau de indentação, conforme visualizado nas figuras 26 e 27. Verifica-se que a energia transferida à amostra foi superior nas juntas da configuração de parâmetros 3, em função de o tempo ter correlação direta com a energia promovida.

Tabela 10 - Resultados do ensaio de tração, e diâmetro do ponto após tração e indentação

Parâmetros	Força [kN]	Diâmetro do ponto [mm]	Indentação [mm]
Parâmetro 1	1217 ± 163	3,2 ± 0,36	0,45 ± 0,11
Parâmetro 3	1521 ± 226	4,87 ± 0,10	0,72 ± 0,07

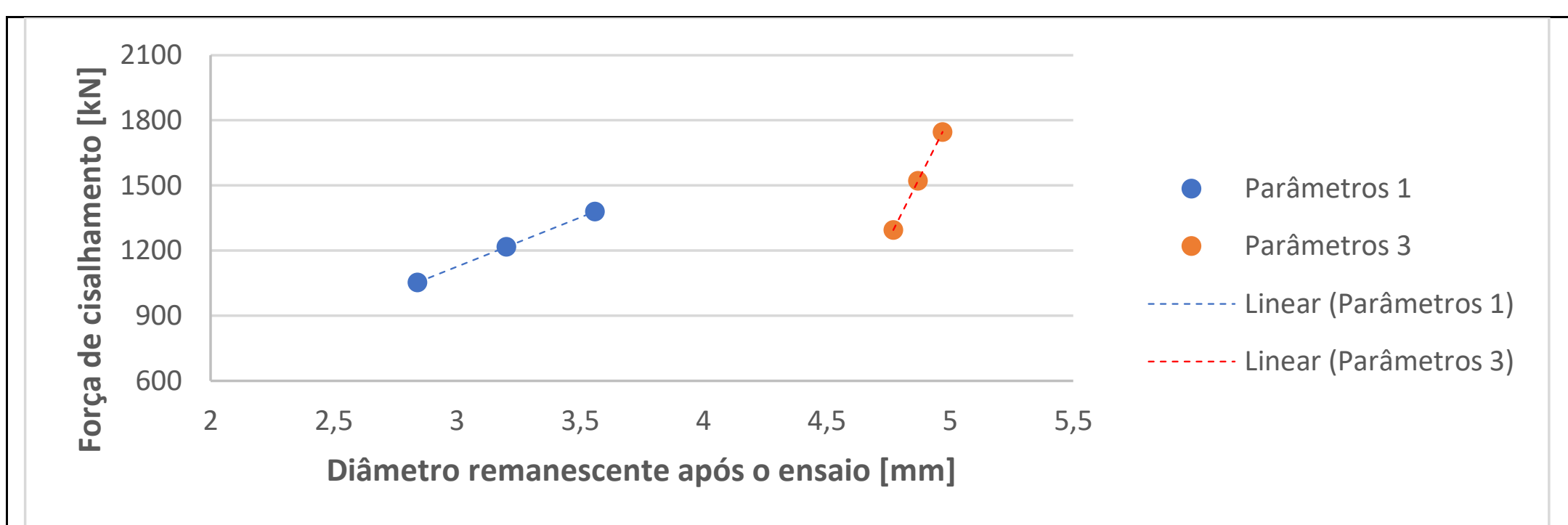


Figura 25 – Força de cisalhamento versus o diâmetro remanescente após o ensaio

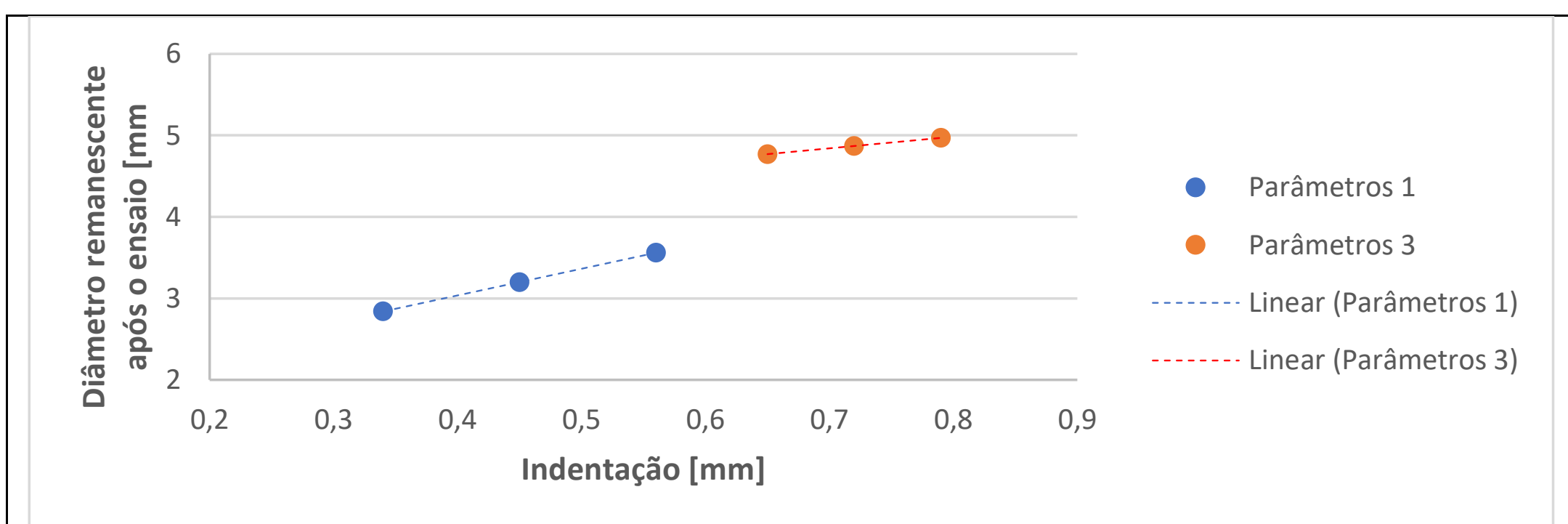


Figura 26 - Diâmetro remanescente após o ensaio versus a indentação

Comparando as figuras 27 (a) e (b) se percebe que há diferenças entre as amostras. Na figura 27 (b), os grãos colunares predominam na chapa inferior, portanto mostra que houve alteração estrutural e maior gradiente térmico. Enquanto na figura 27 (a) se pode observar que há alteração do tamanho dos grãos na chapa inferior, sendo que a recristalização tem maior extensão na micrografia do parâmetro.

A presença de poros é uma situação não ideal, tendo sido detectada a porosidade em uma amostra soldada com as configurações do parâmetro 3, conforme figura 28.

A figura 28 apresenta porosidade localizada na zona fundida, sendo uma das amostras configuradas com o parâmetro 3 (tempo 90 ms). Verificou-se que o modo de falha das amostras ocorreu pelo modo de destacamento. Pode-se dizer que o poro pode ter fragilizado a junção, em função da descontinuidade interna, mas não alterou o modo de falha da amostra, que foi igual às demais ensaiadas



para a mesma condição. Apesar de não ser uma condição desejável, a falha ocorreu pelo modo destacamento, garantido uma junção dentro de condições aceitáveis, porém se sabe que para aumentar o desempenho da junção, mostra-se necessária a eliminação do poro no interior da amostra.

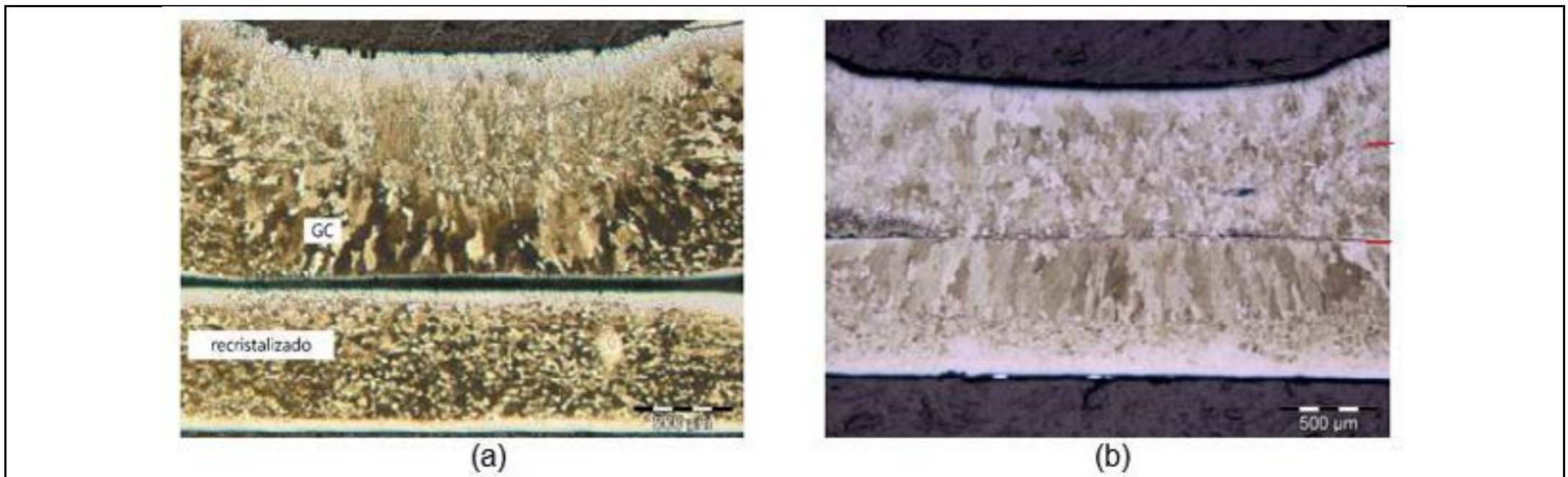


Figura 27 – Micrografias de (a) amostra do parâmetro 1 e (b) amostra do parâmetro 3, visualizam-se GC (indica grãos colunares) e visualiza-se zona recristalizada

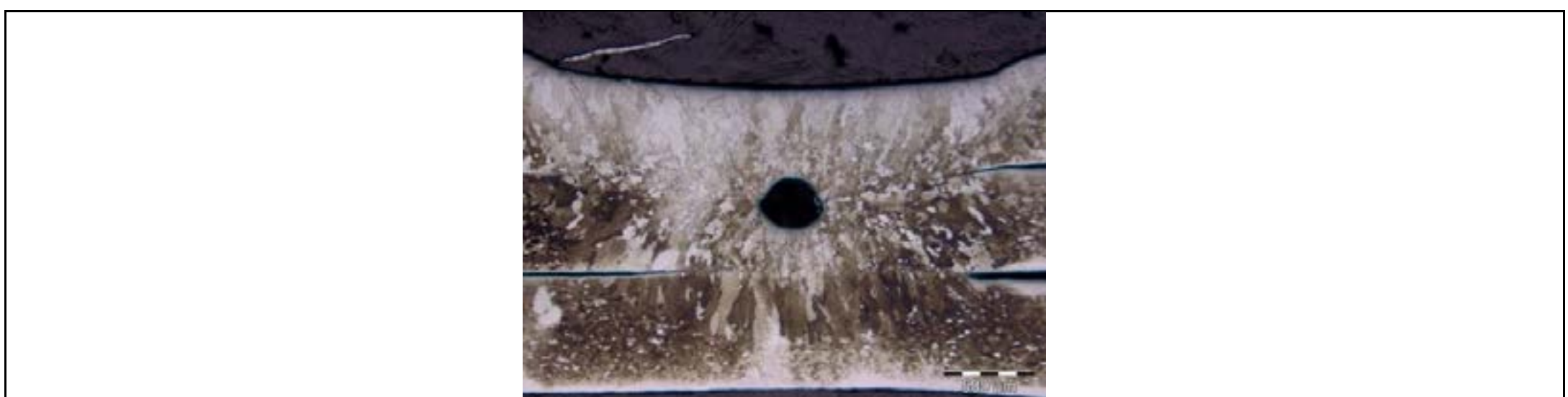


Figura 28 – Amostra produzida com o parâmetro 3 (tempo aumentado) contendo poro na zona fundida

### E. INFLUÊNCIA DA CORRENTE ELÉTRICA

Os resultados da influência da corrente elétrica estão expostos conforme Tabela 12 e figura 29.

Tabela 11 - Resultados do ensaio de tração, e diâmetro do ponto após tração e indentação

Parâmetros	Força [kN]	Diâmetro do ponto [mm]	Indentação [mm]
Parâmetro 1	1217 ±163	3,2 ±0,36	0,45 ±0,11
Parâmetro 4	1400 ±295	3,0 ±0,13	0,45 ±0,11

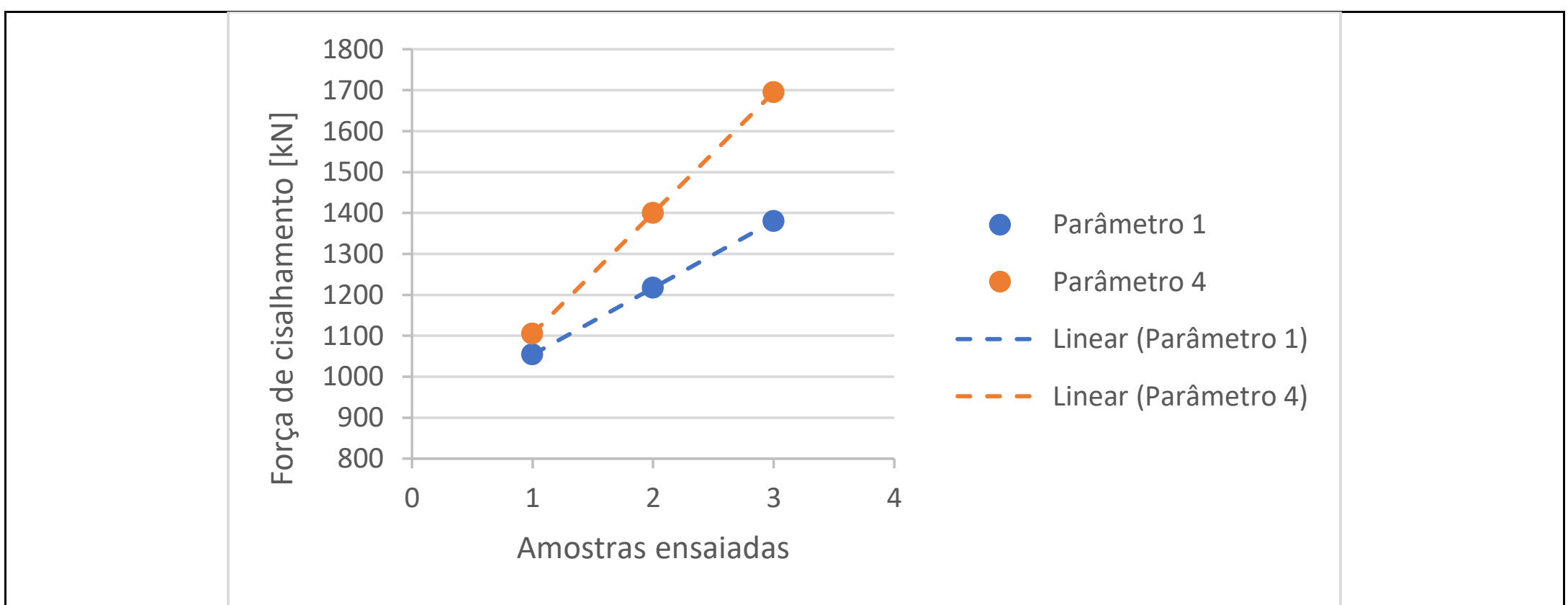


Figura 29 - Comparação da força de cisalhamento com relação aos parâmetros 1 e 4



A partir dos resultados apresentados na tabela 12, nota-se que os valores do parâmetro 4 quanto à resistência ao cisalhamento tendem a superar valores do parâmetro 1. Porém analisando-se o diâmetro do ponto e indentação, os valores são equivalentes. Comparando-se as micrografias, a do parâmetro 4, figura 29(b) tem maior zona fundida, não sendo possível ver a divisão entre as chapas, a zona fundida distribui-se por toda a amostra visualizada. Na figura 29(a), é possível perceber que a zona fundida se concentra mais na parte superior da amostra, tendo área de união das interfaces soldadas menor.

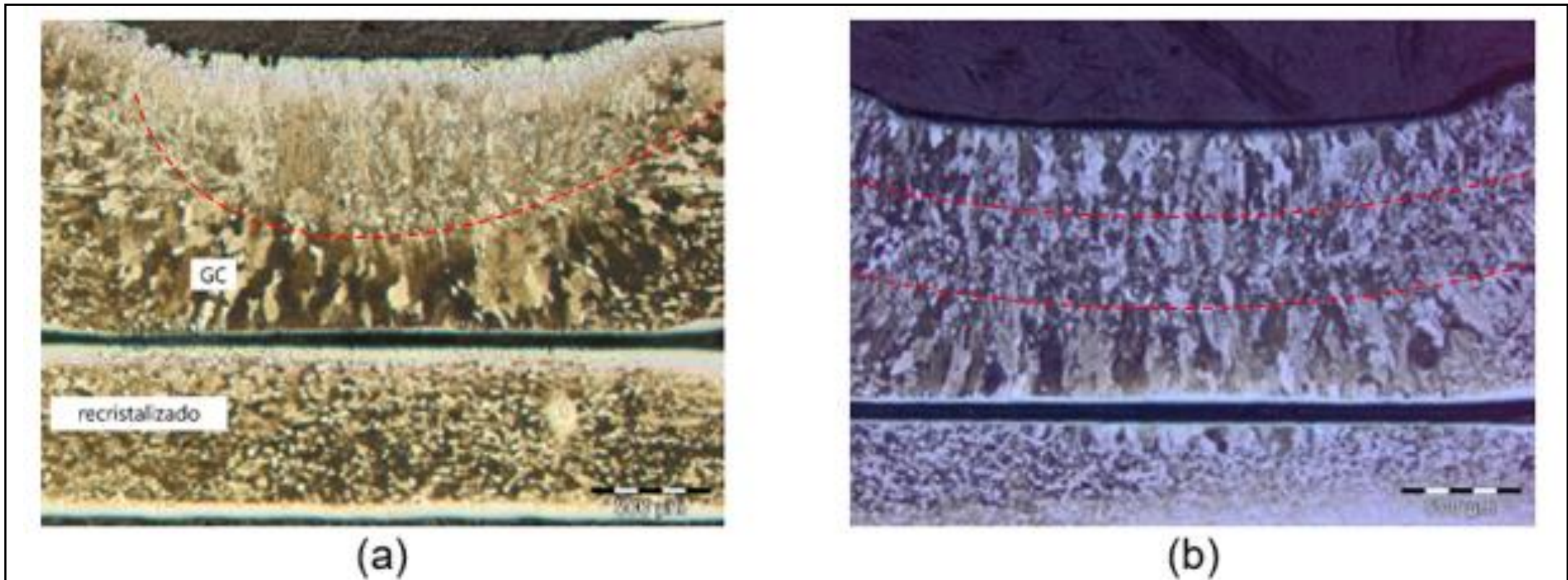


Figura 29 - Micrografias de (a) amostra do parâmetro 1 e (b) amostra do parâmetro 4, visualizam-se GC (indica grãos colunares) e visualiza-se zona recristalizada

#### F. INFLUÊNCIA DA INVERSÃO DA POLARIDADE

Os resultados apresentados na Tabela 13 e figuras 30 e 31 mostram os valores obtidos no ensaio de cisalhamento e o diâmetro do ponto após ensaio e da indentação.

Tabela 12 - Resultado ensaio de tração e diâmetro do ponto após tração e indentação

Ensaio	Força [kN]	Diâmetro do ponto [mm]	Indentação [mm]
Parâmetro 1	1217 ±163	3,2 ±0,36	0,45 ±0,11
Parâmetro 5	795 ±57	3,25 ±0,79	0,28 ±0,10

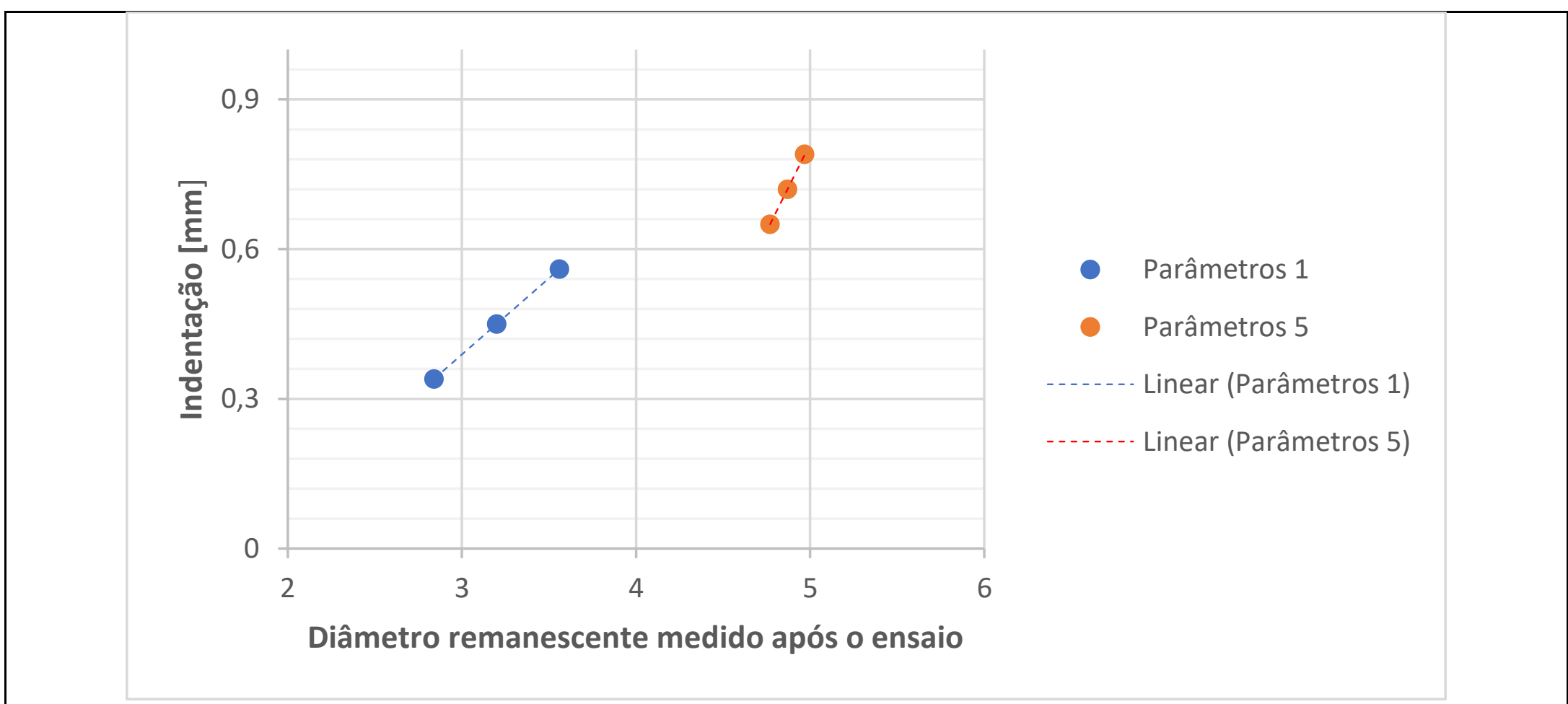


Figura 30 Indentação versus Diâmetro remanescente após o ensaio



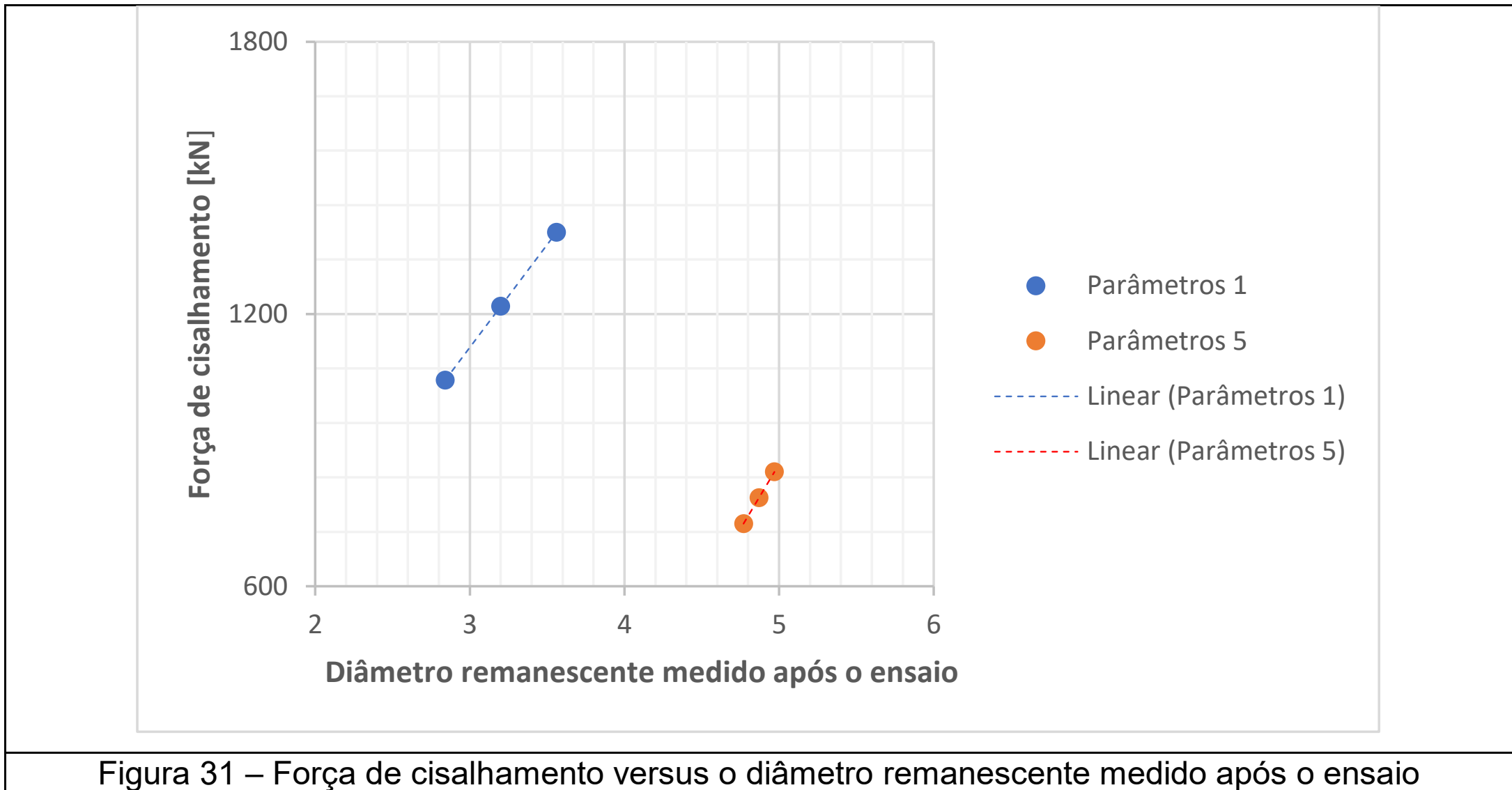


Figura 31 – Força de cisalhamento versus o diâmetro remanescente medido após o ensaio

Os valores para a indentação na condição de corrente de polaridade invertida, parâmetro 1, possui amplitude maior, com valores inferiores quanto ao diâmetro do ponto medido após o ensaio e a indentação. A força de cisalhamento é maior para a condição do parâmetro 1.

A força de cisalhamento é proporcional ao diâmetro do ponto soldado, e o fato desta relação não ser atendida pode ser entendido visualizando-se os resultados na figura 32.

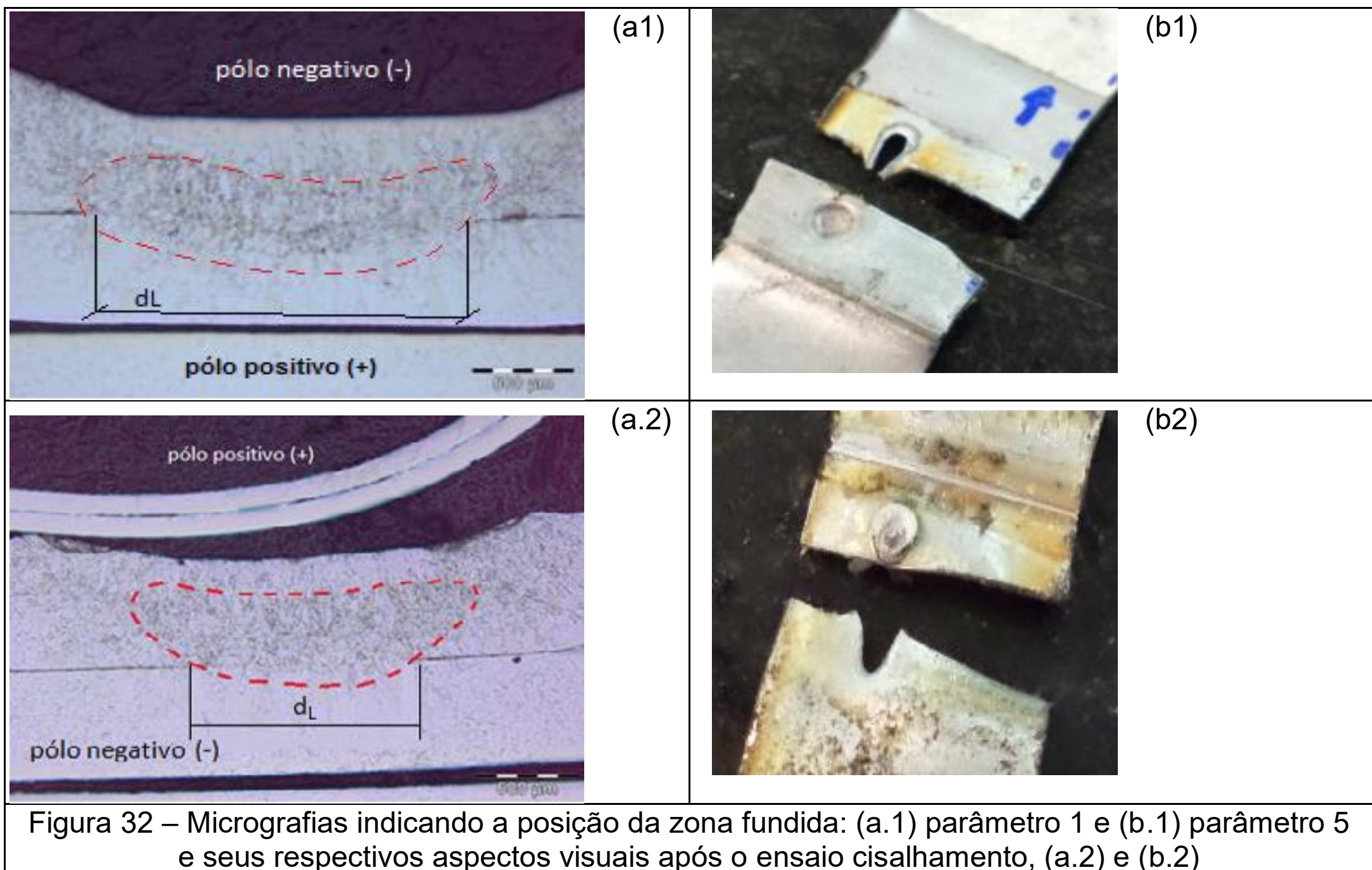


Figura 32 – Micrografias indicando a posição da zona fundida: (a.1) parâmetro 1 e (b.1) parâmetro 5 e seus respectivos aspectos visuais após o ensaio cisalhamento, (a.2) e (b.2)

A zona fundida tem diferentes formatos e áreas de fusão nas interfaces das chapas. Sendo a figura 32 (a.1) do parâmetro 1, o que tem a zona fundida destacada e a interface representada por  $d_L$ , assim como ocorre na figura 32 (b.1), na qual se visualiza a micrografia de uma amostra configurada com o parâmetro 5 e a zona fundida segue destacada, visualiza-se um formato diferente mais compacto, no qual a interface unida tem menor extensão.

Visualiza-se conforme demonstra a figura 69, que o formato imposto ao ponto de solda, pela condição do parâmetro 5, favorece maiores diâmetros de pontos de solda remanescentes, visto que em grande parte a zona fundida está localizada na parte superior da amostra, e após o ensaio se verificou que parte da zona fundida ficou aderida na chapa da amostra ensaiada, conforme figura 30 (b.2).

## 9. CONCLUSÕES

A partir dos materiais, processos, parâmetros empregados e das técnicas experimentais adotadas neste estudo, foi possível concluir que:

- A solda ponto com eletrodos com diferentes áreas de contato alteram o formato da zona fundida.
- Verificou-se que o modo de falha da amostra solicitada à tração altera conforme a dimensão do diâmetro da solda remanescente após o ensaio de cisalhamento aumenta. O modo de falha de destacamento é predominantemente.
- A força de cisalhamento é proporcional ao diâmetro remanescente após o ensaio de cisalhamento, válido as condições soldadas com ou sem a inversão do sentido da corrente elétrica.
- O aumento da força entre eletrodos, de 0,8 kN para 1,4 kN, pode demonstrar uma tendência a decrescer a resistência mecânica, diâmetro do ponto e da indentação. Não houve marcas do eletrodo, atendendo ao requisito visual.
- Com o aumento do tempo de soldagem, de 45 para 90 milissegundos, verificou-se tendência a maiores forças de cisalhamento, maiores diâmetros remanescentes do ensaio de cisalhamento, maiores indentações e as amostras possuem marcas de eletrodos, não atendendo ao requisito visual.
- Com o aumento da corrente de soldagem, de 6,2KA para 7,0kA, a resistência mecânica, diâmetro remanescente após o ensaio e a indentação não apresentaram significativa alteração e não houve marcas do eletrodo, sendo o requisito visual atendido.
- O deslocamento da massa fundida, na direção do eletrodo carregado positivamente, foi constatado com a inversão da polaridade de corrente. A resistência mecânica não tem relação com diâmetro do ponto medido após o ensaio de tração e o mesmo tratamento se estende à indentação.

## 10. REFERÊNCIAS

- BATISTA, M. **Estudo comparativo da soldabilidade de chapas para indústria automotiva utilizando dois equipamentos de soldagem a ponto por resistência**. Dissertação de mestrado - São Paulo. 2011. 20-22 p.
- ERSOY, ; ERTUGRUL, ; AYGUL,. The Methods Used in the Automotive Production: Hemming Operations Planning. **Engineering and Applied Sciences**, v. 2, n. 6, 2017. 103-106 p. Disponível em: <<http://www.sciencepublishinggroup.com/j/eas>>.
- EUROPEAN ASSOCIATION ALUMINIUM. The Aluminium Automotive Manual, 2015. 66 p.
- FURLANETTO, V. Desenvolvimento e instrumentação de um cabeçote de soldagem a ponto por resistência elétrica para aplicação em condições industriais. Tese de doutorado - São Paulo, 2014.
- JONKERS, B. **Simulation of the Robot Roller Hemming process**. Voestalpine Polynorm Automotive. Dissertação de mestrado – Universidade de Twente, 2006. 104 p.
- ORGANIZATION INTERNATIONALE DE NORMALISATION. Resistance welding — Testing of welds — Peel and chisel testing of resistance spot and projection welds, 2015. Disponível em: <<https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso:10447:ed-3:v1:en>>. Acesso em: 10 Janeiro 2017.
- POURANVARI, ; MARASHI, S. P. H. On the failure of low carbon steel resistance spot welds in quasi-static tensile–shear loading. **Materials and Design**, v. 31, 2010. 3647–3652 p.
- POURANVARI, M. *et al.* Effect of weld nugget size on overload failure mode of resistance spot welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 12, 2007. 217-225 p.
- POURANVARI, M.; MARASHI, S. P. H. Factors affecting mechanical properties of resistance spot welds. **Materials Science and Technology**, v. 26, 2010. 1137-1144 p.
- POURANVARI, M.; RANJBARNOODEH, E. Resistance Spot Welding Characteristic of Ferrite-Martensite DP600 Dual Phase Advanced High Strength Steel-PartII: Failure Mode. **World Applied Sciences Journal**, v. 15, 2011. 1527-1531 p.
- SAKURAMOTO, C. Automotive Skin Panels Quality Improvement b Means of Finite Element Method. **Congresso SAE Internacional**, 2013. 18 p.
- VOLKSWAGEN. **Norma VW 01105-1 Solda por pontos a resistência**. 2010.
- ZHOU, ; YAO,. Overview of recent advances of process analysis and quality control in resistance spot welding. **Mechanical Systems and Signal Processing**, v. 124, 2018. 170-198 p.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Estudo do processo de estampagem incremental para aplicação na fabricação de placas absorvedoras de calor

Lora, Fábio André <sup>(1)\*</sup>

Brito, Joyce Mara <sup>(2)</sup>

Fritzen, Daniel <sup>(3)</sup>

### Resumo

A utilização da energia por concentração solar implica em saber a forma correta de captação e armazenamento para obter uma boa eficiência de geração, sendo também importante saber a melhor forma de fabricação dos equipamentos usados para essa captação, métodos esses que implicam diretamente nas propriedades dessas peças. No presente trabalho foi realizada a revisão dos processos de conformação de chapas por estampagem incremental e aplicação deste processo na fabricação de coletores solares, nos meios de aquecimento de água através da energia solar e normas de fabricação dos coletores. As definições apresentadas são referentes à placa absorvedora, quanto utilização de chapas de alumínio e ao processo de estampagem incremental através do processo de ponto simples (SPF). Assim, os estudos do processo incremental de conformação serão realizados com suporte inferior e o tamanho da placa será limitado pelo tamanho do coletor solar.

**Palavras-chave:** Estampagem incremental, placa absorvedora, energia solar, placa de alumínio.

### 1. INTRODUÇÃO

O Brasil possui grande potencial para utilização de energia solar devido aos altos valores de radiação solar global média incidente sobre o país, podendo ser aplicado na geração de energia solar fotovoltaica ou na economia de energia elétrica através da instalação de sistemas de aquecimento solar (uso da energia solar térmica). Estima-se que 25% do consumo de energia elétrica consumida nas residências do país seja aplicada ao aquecimento de água com chuveiro elétrico, por este fato a utilização de sistemas de aquecimento solar para banho é uma opção com alto potencial de eficiência energética no Brasil [1].

Pode se distinguir, basicamente, três formas de captação de energias solar: conversão química, conversão elétrica e térmica. Os métodos de conversão térmica da energia solar se fundamentam na absorção da energia radiante por uma superfície negra do tipo de chapa negra / vidro comum. O coletor solar plano é uma das formas mais simples de captação de energia, pois convertem a energia solar em

<sup>(1)</sup> Prof. Dr.; Universidade Federal do Recôncavo da Bahia, Brasil; [fabio.lora@ufrb.edu.br](mailto:fabio.lora@ufrb.edu.br).

<sup>(2)</sup> Estudante de Engenharia de Materiais; Universidade Federal do Recôncavo da Bahia, Brasil.

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Faculdade SATC, Santa Catarina, Brasil.

térmica com baixo custo e de forma conveniente. O processo empregado é o do corpo negro absorvedor. Assim como as cores claras refletem a radiação, as cores escuras absorvem, e essa absorção é tanto maior quanto mais próximas estiverem da cor negra. É por esse motivo que as placas absorvedoras dos captadores planos são pintadas de preto fosco. A propriedade da superfície negra, aliada à propriedade que o vidro tem de recuperar grande parte da radiação emitida pela superfície negra quando a lâmina de vidro está colocada acima da placa absorvedora, é aproveitada para a conversão de energia radiante em energia térmica no coletor [2].

Esses coletores são construídos com tubos de cobre com aproximadamente 10mm de diâmetro (3/8 de polegada) cortados e distribuídos sobre chapas de cobre ou alumínio de 0,3mm de espessura. Na fabricação, os tubos são cortados e dobrados formando a serpentina de passagem de água e unidos mecanicamente com as aletas, tendo ou não regiões de solda sobre a chapa ao longo da tubulação [3]. O grande problema deste projeto de fabricação, além de ser muitas vezes manual, a superfície de troca de calor: grande parte da tubulação troca calor com a chapa absorvedora apenas por contato, exceto pelas regiões de pontos de solda [4].

Focando nos processos de fabricação disponíveis, ao longo das últimas décadas, a área de conformação tem melhorado seu conhecimento, tanto em termos de materiais utilizados, bem como na redução de custos e flexibilidade do processo. A estampagem incremental é basicamente voltada para a produção de pequenos lotes de peças de prototipagem rápida, com a flexibilidade do processo e reduzidos custos de exploração [4] e [5].

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Energia Solar

A maior fonte de energia disponível na Terra é advinda do sol. A energia solar é necessária para a existência de vida neste planeta, sendo o ponto de partida para a ocorrência de processos químicos e biológicos. É a partir da energia solar que se dá a evaporação e origem do ciclo das águas, possibilitando o represamento e a consequente geração de eletricidade (hidroeletricidade). A radiação oriunda do sol também induz a circulação atmosférica em larga escala, causando os ventos. Petróleo, carvão e gás natural foram gerados a partir de resíduos de plantas e animais que, originalmente, obtiveram a energia necessária ao seu desenvolvimento da radiação solar.

Pode-se definir um valor médio para o nível de radiação solar incidente normalmente sobre uma superfície situada no topo da atmosfera. Esta energia irradiada ou intensidade de radiação é descrita como a constante solar relativa a uma área de 1m<sup>2</sup> e indicam um valor médio de 1367W/m<sup>2</sup> para a constante de irradiação solar (E), conforme [6].

A irradiação solar (E) de 1.000 Watts, por metro quadrado, significa a capacidade de irradiar uma potência  $\phi$  (1.000W) numa superfície de 1m<sup>2</sup>. Quando a potência se define para uma superfície então é chamada de irradiação. Por sua vez, quando o sol brilha com uma potência de 1.000 Watts durante uma hora, produz 1kW de trabalho por hora. Convertendo-se 100% desta energia em calor, então se produz 1kWh de calor.

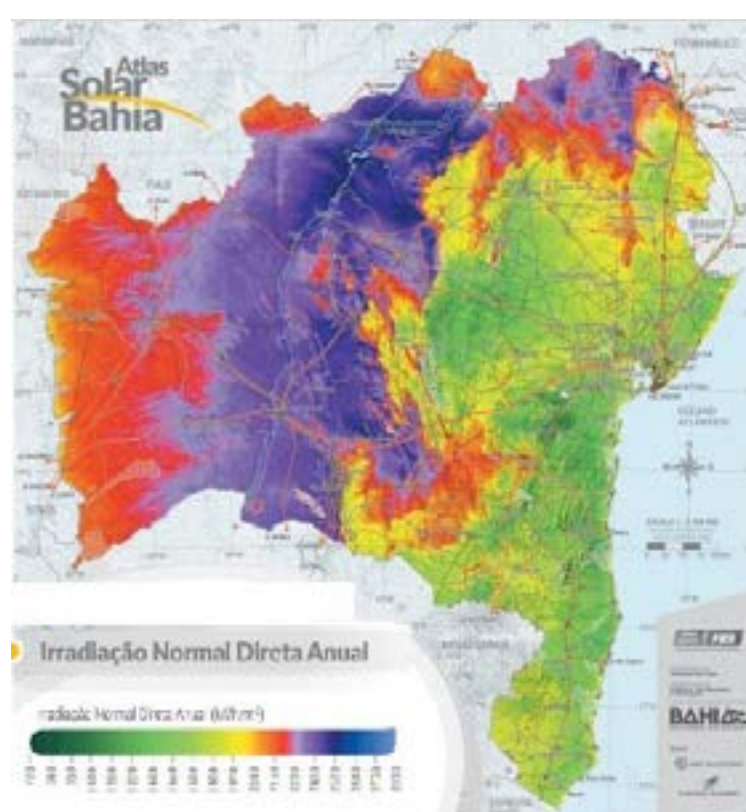


Figura 1 – Irradiação Normal Direta Anual. Fonte: Adaptado de [7].



A duração solar varia conforme posição geográfica na Terra. Conforme o Atlas Solar Bahia 2018, a irradiação global horizontal anual tem média entre 1600 e 1800 kWh/m<sup>2</sup> em Feira de Santana (Latitude: -12.196200°; Longitude: -38.967384°), enquanto na figura 2 é observada a irradiação normal direta anual para todo Estado da Bahia.

Em Feira de Santana o verão é longo e quente, enquanto o inverno é curto e agradável. Ao longo do ano, em geral a temperatura varia de 18°C a 35°C e raramente é inferior a 15°C ou superior a 37°C. A duração do dia em Feira de Santana não varia significativamente durante o ano, cerca de 51 minutos a mais ou a menos de 12 horas no ano inteiro. A figura 2 mostra uma caracterização compacta das temperaturas médias horárias para o ano inteiro. O eixo horizontal indica o dia do ano e o eixo vertical indica a hora do dia. A cor é a temperatura média para aquele horário naquele dia.

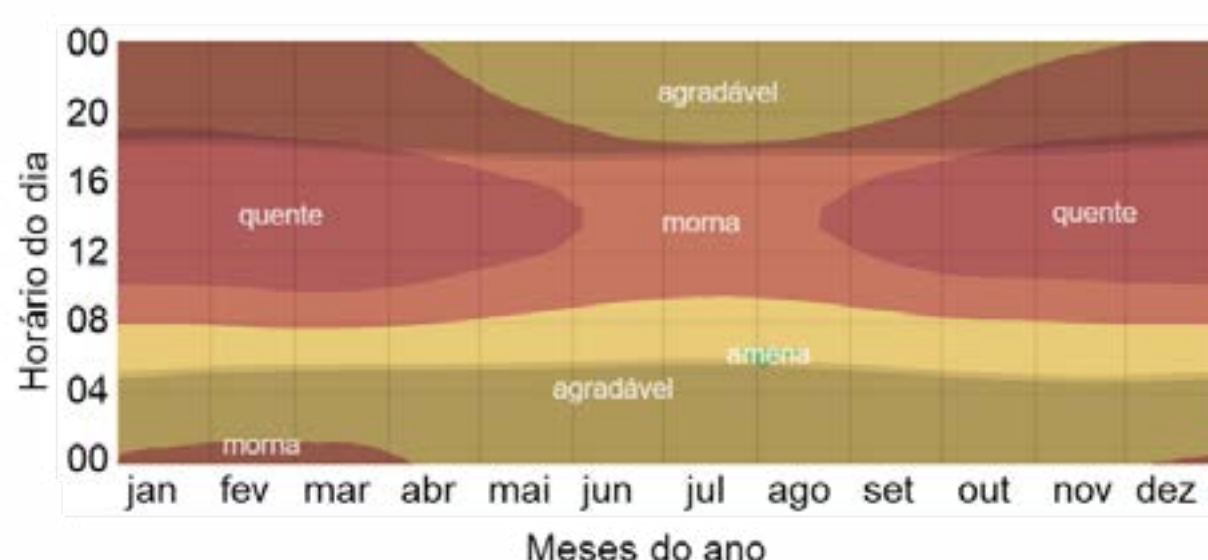


Figura 2 – Temperatura média horária em Feira de Santana - BA, com faixas coloridas: 18 °C < agradável < 24 °C < morna < 29 °C < quente < 35 °C < escaldante. Adaptada de [8].

## 2.2. Coletor Solar

O aproveitamento térmico para aquecimento de fluídos é feito com o uso de coletores ou concentradores solares. Os coletores solares são mais usados em aplicações residenciais e comerciais (hotéis, restaurantes, etc.) para aquecimento da água (higiene pessoal e lavagem de ambientes). Os concentradores solares destinam-se a aplicações que requerem temperaturas elevadas, como a secagem de grãos e a produção de vapor. Neste último caso, pode-se gerar energia mecânica com auxílio de uma turbina a vapor, e, posteriormente, eletricidade por meio de um gerador.

Existem diversos tipos de coletores solares térmicos, diferindo na proteção térmica que utilizam ou não, na utilização, de concentração e adequação as temperaturas de utilização. Com essa base citam-se os coletores de tubo de vácuo (figura 3.a) para aquecimento de água para produção de vapor; os coletores concentrados com cobertura (CPC) também para aquecimento de água e produção de vapor (figura 3.b); coletores planos com cobertura para aquecimento de água (figura 3.c) e os coletores planos sem cobertura para aquecimento de piscinas (figura 3.d).

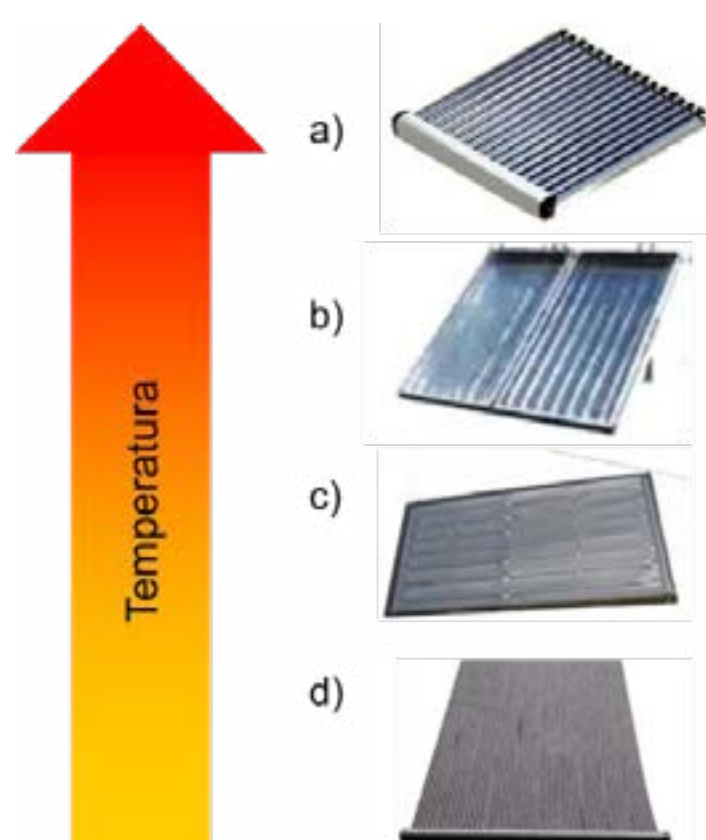


Figura 3 – Tipos de coletores solares de acordo com a temperatura alcançada. Adaptado de [9].

Segundo a norma NBR12269/2006 [10]: Instalação de sistemas de aquecimento solar de água em circuito direto, o sistema completo pode ser simplificado com o intuito de reduzir custos, como o

proveito do aquecimento e circulação por convecção, evitando assim sistemas com bombeamento externo.

Normalmente, um coletor solar é constituído não só pela superfície absorvedora, mas também por elementos de proteção térmica e mecânica, conforme visto na figura 5. Fixam-se tubos na chapa, que ficam nela integrados. Um líquido circula pelos tubos e transporta o calor. As chapas absorvedoras com os tubos são montadas num material com baixa condutividade térmica. Na prática este desenho é muito ineficiente, por causa da perda de calor para o ar ambiente em contato com a chapa aquecida. Portanto uma chapa de vidro é sempre usada, porque não só irradia de volta metade da radiação térmica, mas também isola a chapa aquecida da convecção aérea. A estrutura de um coletor plano inclui caixa metálica, fibra ou material polimérico, com uma altura de 10 a 15 cm e área superficial variável, com uma cobertura de vidro, acrílico ou policarbonato de uma ou mais camadas. No interior, logo abaixo da cobertura transparente, encontra-se a placa absorvedora e sob essa, um material isolante contra o fundo.

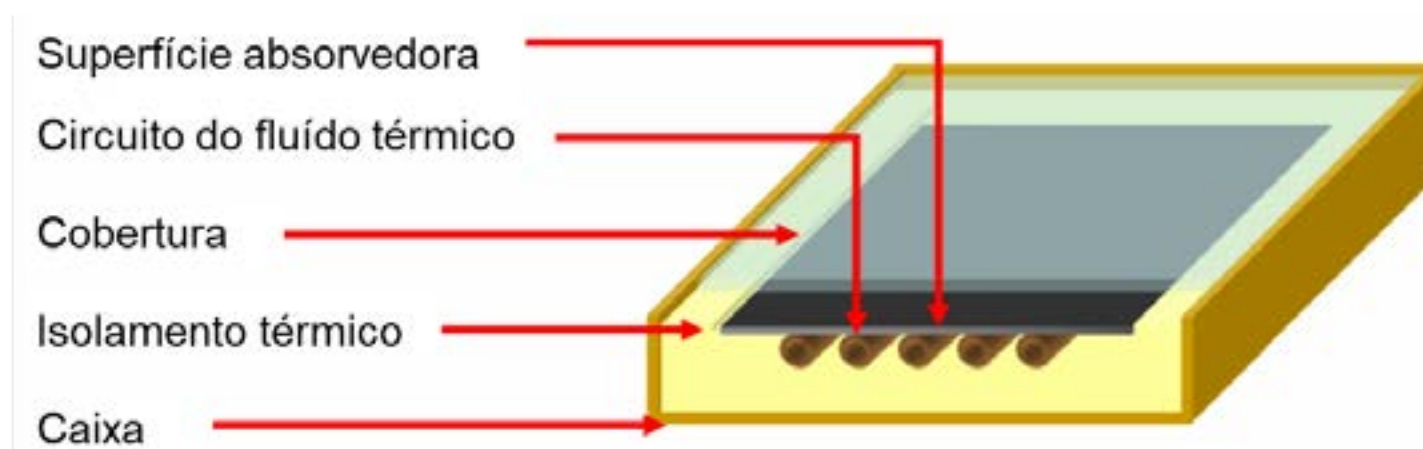


Figura 5 – Constituintes básicos de um coletor solar. Adaptado de [9].

### 2.2.1. Normas Técnicas

A placa absorvedora é responsável pela absorção e transferência da radiação solar para o fluido sob a forma de energia térmica. Representa uma região plana recoberta por uma camada de tinta preta ou tinta especial com superfície de absorção seletiva.

A fabricação atual das placas absorvedoras envolve problemas como o contato entre a chapa negra e a tubulação da serpentina. Conforme [3], o coletor é avaliado de acordo com o fator de contato entre seus componentes. Na figura 6 é observado a classificação do fator de contato.

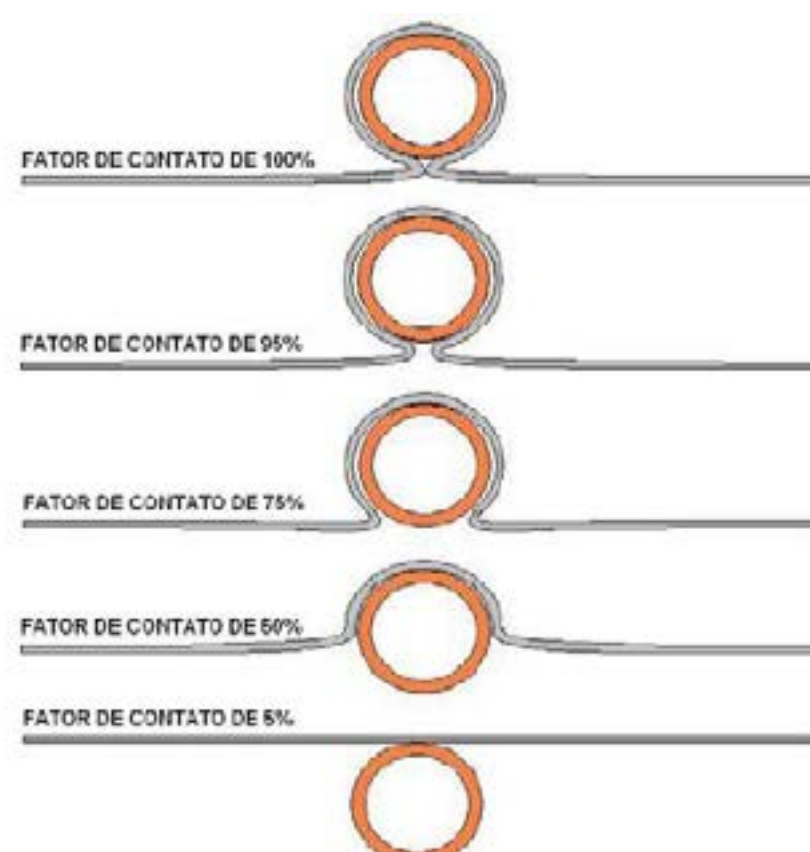


Figura 6 – Exemplos de fator de contato entre placa absorvedora e serpentina. Adaptado de [3].

Este estudo tem o desafio de propor uma metodologia de fabricação para melhorar o processo atual, como, o contato da placa negra com a serpentina e a flexibilidade do processo de manufatura.

## 3. METODOLOGIA

A análise de preparação e fabricação da placa absorvedora estará vinculada aos objetivos específicos do macroprojeto. As etapas aplicadas ao desenvolvimento da placa absorvedora são baseadas nos estudos dos parâmetros do processo.



### 3.1. Seleção dos Materiais

Os materiais utilizados na fabricação de coletores solares devem ter como características principais a absorção e condutividade térmica para melhor transmissão da energia, resistência mecânica para atender as solicitações de pressão hidrostática e esforço térmico (dilatação/fadiga) e resistência ao desgaste (corrosão) para garantir a sua durabilidade [11].

Sendo assim, os materiais mais utilizados são o Alumínio, Cobre e Aço Inox em sistemas de aquecimento de água para banho. Sendo o material mais nobre o cobre apresenta elevado valor de mercado. O aço inox é utilizado para sistemas de alta pressão. O alumínio torna-se uma opção viável quando avaliado a condutividade térmica e custos.

### 3.2. Processo de Fabricação

A contínua busca na redução do consumo de energia, a redução de custos, redução de tempo de fabricação e a melhoria da qualidade, têm sido as grandes forças propulsoras para as constantes inovações que vêm ocorrendo na indústria em geral. O processo de estampagem incremental de chapas apresenta vantagens, como: é aplicada basicamente na prototipagem rápida de peças ou na produção de pequenos lotes de peças, já que possui uma baixa capacidade de produção; possui maior flexibilidade para alterar geometria de peças; consegue-se produzir peças diretamente de dados do CAD e com ferramentas simples; contribui com um material de pequena zona plástica no aumento da estampabilidade devido aos incrementos; pode-se realizar o processo em Máquinas Ferramenta, como fresadoras ou tornos, entretanto precisa-se de um CNC para controle dos movimentos; e o tamanho das peças é limitado pelo tamanho dos equipamentos e é livre de ruídos [4].

No processo de estampagem incremental, uma chapa metálica com geometria variada é fixada num prensa-chapas e conformada através do movimento contínuo de um punção que está sempre em contato com a chapa. Os processos assimétricos de estampagem incremental por serem realizados sem a presença de matrizes dedicadas, o tamanho do punção será muito menor que o tamanho da peça e com movimentos controlados, podendo produzir peças com formas assimétricas [12].

Existem quatro tipos de processo assimétricos incrementais aplicados a chapas metálicas, podendo ser classificados pelo sentido e movimento do sistema e pelo sistema de estampagem (chapa, punção e matriz) [13].

Os processos de estampagem incremental podem ser classificados em: ponto simples de estampagem (SPF – *Single Point Forming*) e dois pontos de estampagem (TPF – *Two Point Forming*), sendo este último com suporte total ou parcial. Pode-se ainda utilizar uma determinação para tipos de processos que são aplicados, como no caso de tipo negativo ou positivo. Essas subdivisões do processo são classificadas conforme a direção que atua o punção, conforme visto na Figura 7. A aplicação da força no tipo negativo será internamente a cavidade a ser formada e no tipo positivo a força é aplicada na parte externa da cavidade [14]-[17].

O tipo Positivo ocorre sempre com o processo TPF, no qual necessita de uma base que se situará internamente na peça, visto que a força do punção é realizada na parte “convexa” da peça perfazendo as linhas de contorno. Entretanto, o tipo negativo pode ser aplicado para ambos os processos, dependendo das características do projeto [14].

A classificação dos processos em SPF e TPF é devido à presença ou não de uma matriz/base inferior à peça, na qual é fixa e faz um esforço no sentido contrário ao do punção [36, 37]. O processo de TPF pode ainda ser dividido em: Completo ou Parcial, no qual é definido pela abrangência da matriz sob a peça conformada.

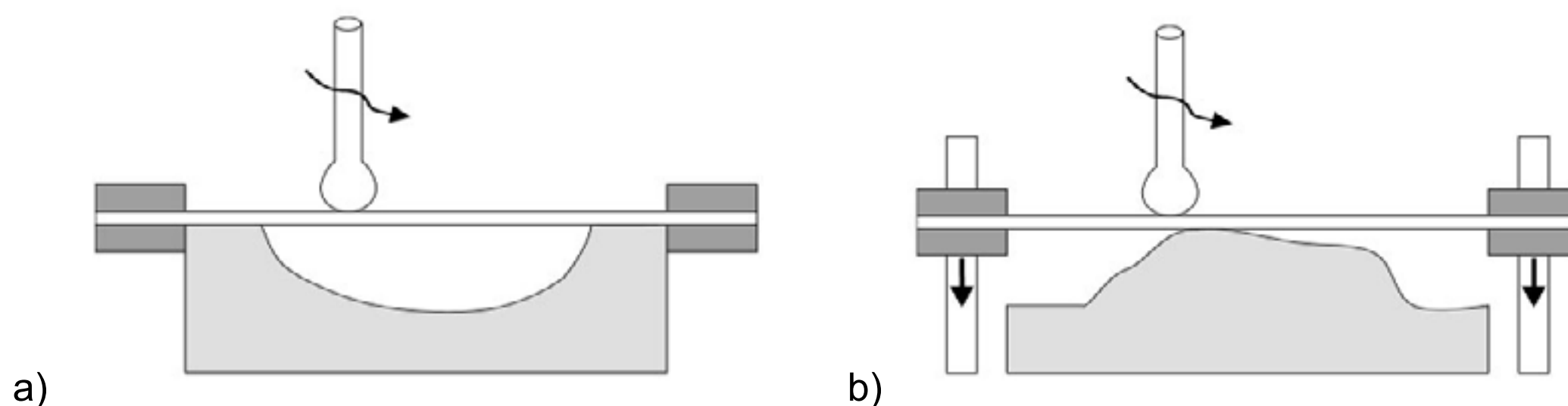


Figura 7 – Tipos de EI: a) Processo Negativo; b) Processo Positivo [16].

#### 4. CONSIDERAÇÕES GERAIS

O processo de estampagem incremental de chapas foi escolhido para fabricar os canais de circulação de água. O processo incremental será de ponto simples, pois apresenta maior flexibilidade de fabricação de diferentes canais e apresenta um fator de contato (água-tubulação) de 100%. Esse fator de contato é devido ao fato de não haver serpentina, assim, os próprios canais conformados conduzirão a água aquecida.

A placa absorvedora de calor será composta por duas chapas, uma conformada por estampagem incremental e uma plana. Assim, os canais terão geometria de meia lua, ou seja, apenas a chapa superior será conformada.

No processo de estampagem incremental são avaliados: o incremento na direção “z”, para cada ciclo incremental, a rotação do punção (rotação constante forçada, giro livre ou travado), a dimensão do canal de circulação e a geometria final de chapa conformada. Na figura 8 são observados os parâmetros do processo de estampagem incremental a serem estudados.

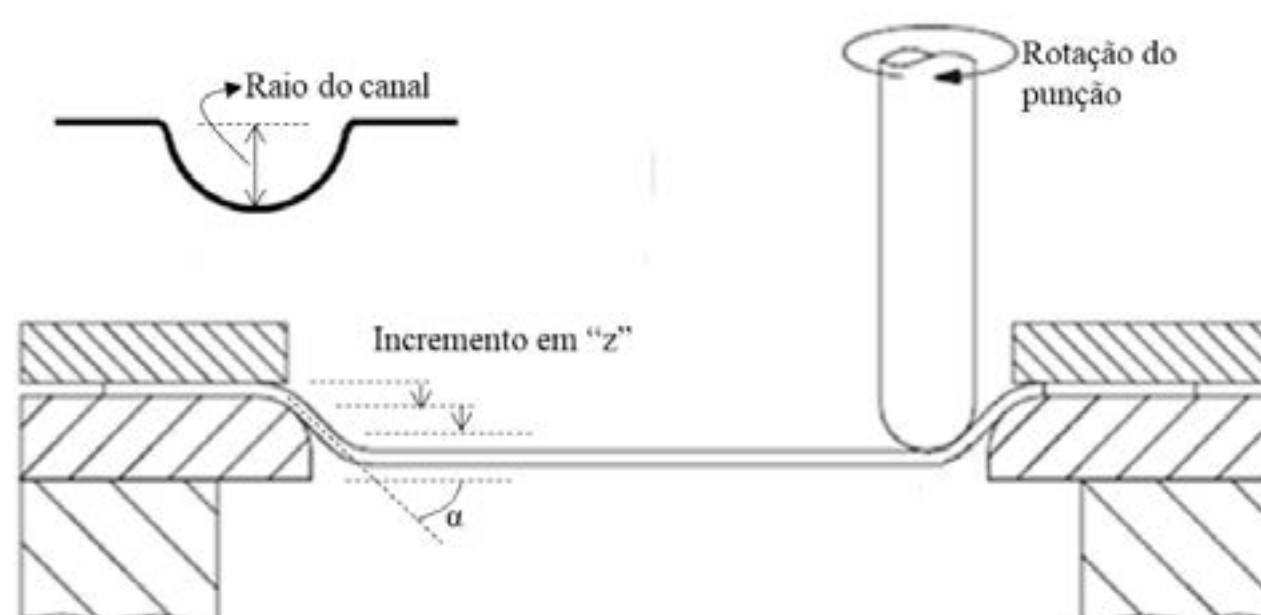


Figura 8 – Parâmetros a serem avaliados por estampagem incremental.

As chapas a serem estampadas terão dimensões de 400 x 400 mm, perfazendo uma área superficial de 0,16m<sup>2</sup>, conforme limitação do equipamento. Espera-se estampar canais de circulação de água com diferentes comprimentos lineares, conforme figura 9. Para validação dos parâmetros de estampagem serão conformadas diferentes distribuições de canais.

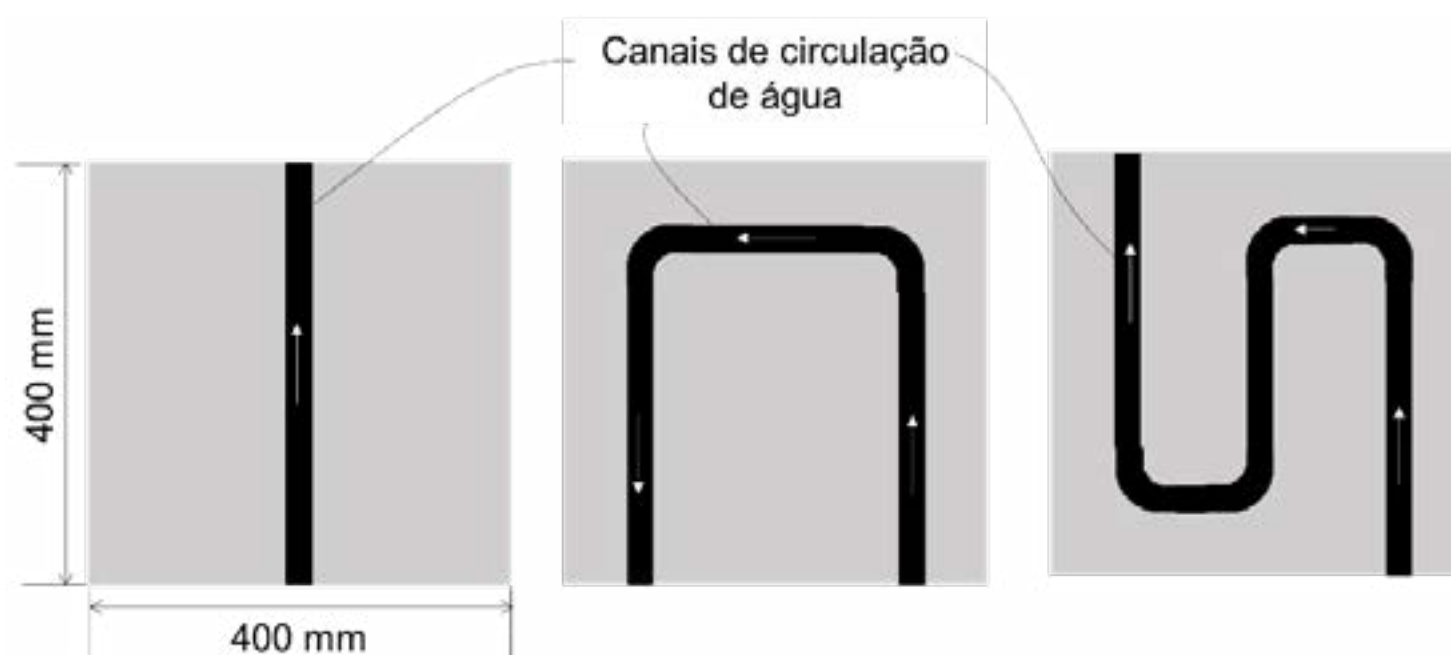


Figura 9 – Configurações do canal de circulação de água.

#### AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – CNPq pelo fomento à pesquisa.

#### REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] PEREIRA, E. B. *et al.* Eficiência Térmica de Coletores Solares de Baixo Custo – CSBC. In: 17<sup>o</sup> CBECIMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 15 a 19 de Novembro de 2006. Foz do Iguaçu, PR, Brasil. 2006.
- [2] NETTO, C. Q. Análise de um Pequeno Sistema de Aquecimento Solar Instalado no Interior do Estado de Minas Gerais. Monografia (Pós-Graduação Lato Sensu). Fontes Alternativas de Energia, Departamento de Engenharia Universidade Federal de Lavras, Lavras, 2006.



- [3] INMETRO. Regulamento de avaliação da conformidade de sistemas e equipamentos para aquecimento solar de água. Brasília, 2008.
- [4] ARRUDA, R. P. de. Fabricação de Coletores Solares Planos Utilizando Estampagem Incremental e Solda por Atrito. Tese de doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul – Porto Alegre – BR. 2010.
- [5] JESWIET, J. Asymmetric Incremental Sheet Forming. *Advanced Materials Research*. Vols. 6-8. Pg. 35-58. 2005.
- [6] DUFFIE, J. A.; BECKMAN, W. A. *Solar Engineering of Thermal Process*. 3<sup>a</sup> ed.: John Wiley & Sons. ISBN: 978-0-471-69867-8. 2006.
- [7] Atlas solar: Bahia / elaborado por AWS Truepower, Camargo Schubert Engenheiros Associados, FIEB/SENAI CIMATEC.— Curitiba : Camargo Schubert ; Salvador : SECTI : SEINFRA : CIMATEC/SENAI, 2018.
- [8] WEATHERSPARK. Disponível em: <https://pt.weatherspark.com/y/31060/Clima-caracter%C3%ADstico-em-Feira-de-Santana-Brasil-durante-o-ano>. Acessado em: 22/08/2018.
- [9] GUIA DA ENERGIA SOLAR. Cap. 6 – Coletores Solares térmicos.
- [10] ABNT. Instalações de sistemas de aquecimento solar de água em circuito direto – Procedimento. NBR 12269: Associação Brasileira de Normas Técnicas. 2006.
- [11] KALOGIROU, S. A. Solar thermal collectors and applications. *Progress in Energy and Combustion Science* [S.l.], v. 30, n. 3, p. 231-295. ISSN: 0360-1285. 2004.
- [12] LORA, Fabio Andre; SCHAEFFER, Lirio. Incremental forming process strategy variation analysis through applied strains. *Brazilian Journal of Science and Technology*, v.1, n.1, p. 5. 2014.
- [13] JESWIET, J. Asymmetric Incremental Sheet Forming. *Advanced Materials Research*. Vols. 6-8. Pg. 35-58. 2005.
- [14] ALVES DE SOUSA R.J.; AZEVEDO N.G., FARIAS J.S., BASTOS R.P., TEIXEIRA P., DAVIM J.P. Lubrication aspects during Single Point Incremental Forming for steel and aluminum materials, *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, Volume 16, Issue 3. Pages 589-595, DOI: 10.1007/s12541-015-0079-0. 2015.
- [15] MEDEIROS, G. A.; GOMES, T. S.; BOFF, U.; SCHAEFFER, L. Estampagem incremental é opção para pequenos lotes de peças. *Revista Corte e Conformação de Metais*, Ano VIII - Nº86 - Junho 2012. p.90-95. 2012.
- [16] ALLWOOD, J. M.; BRAMLEY, A. N.; RIDGMAN, T. W.; MILEHAM, A. R. A novel method for the rapid production of inexpensive dies and moulds with surfaces made by incremental sheet forming. *Proc. IMechE Part B: Journal Engineering Manufacture*. Vol. 220. Pg. 323-327. 2006.
- [17] FRITZEN, D., DALEFFE, A., DO SANTOS DE LUCCA, G., CASTELAN, J., SCHAEFFER, L., ALVES DE SOUSA, R.J., Incremental forming of Cu-35Zn brass alloy. *International Journal of Material Forming*, pp. 1-16. Article in Press. DOI: 10.1007/s12289-017-1373-4. 2017.

# Study of the incremental sheet forming for application in the manufacture of heating absorber sheet

## ABSTRACT

The application of solar energy concentration involves to know the correct way of capture and storage to obtain a good generation efficiency, and it is important to know the better way of manufacturing the equipment used for this capture, methods which directly affect the properties of these parts. In the present work, the incremental sheet metal forming and the application of this process in the manufacture of solar collectors, in the water heating through solar energy and in the collectors' manufacturing standards were reviewed. The definitions presented refers to the absorber sheet, in the use of aluminum sheet and the incremental sheet forming through the single point forming (SPF). Thus, studies of the incremental sheet forming will be performed with lower support and the size of the board will be limited by the size of the solar collector.

**Key words:** Incremental sheet forming, absorber sheet, solar energy, aluminum sheet.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

22<sup>nd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## ANÁLISE DAS DEFORMAÇÕES EM UM PROCESSO DE DOBRAMENTO VARIANDO A GEOMETRIA DA FERRAMENTA

### *DEFORMATIONS ANALYSIS ON BENDING CHANGING THE TOOL GEOMETRIES*

**Alexsandro Soardi**, alexsandro.soardi@grupo-sanmartin.com <sup>(1)</sup>

**Cassiano Luchezi**, caca.luchezzi@gmail.com <sup>(2)</sup>

**João Vinícius Hunoff Marchett**, jv.marchett@hotmail.com <sup>(3)</sup>

**Rafael Cordeiro da Silva**, rafael.cordeiro@grupo-sanmartin.com <sup>(4)</sup>

**Lírio Schaeffer**, schaeffer@ufrgs.com <sup>(5)</sup>

#### RESUMO

Este estudo apresenta os resultados obtidos no processo de dobramento em “V” em uma chapa de alta resistência (SAAB® STREX 700MC) com espessura de 8 mm. Os experimentos realizados baseiam-se na alteração da geometria, tanto do cunho quanto da matriz de dobra e nas análises das deformações obtidas em cada ensaio. Outra variação apresentada neste trabalho será o sentido da dobra em relação ao sentido de laminação da chapa metálica utilizada. Foram realizados ensaios com matriz de dobra variando entre 48 mm, 64 mm e 80 mm. Para cada medida de matriz apresentada, o raio do cunho (punção) também foi variado. Foram utilizados cunhos com raios de 3 mm, 6 mm, 8 mm e 13 mm. Para cada caso será feito o processo de dobramento da chapa paralelo e perpendicular ao sentido de laminação. Ao final da análise os valores foram comparados entre si e tendo como melhor resultado o uso do punção com raio de 13 mm e a matriz com abertura do “V” de 80 mm com a chapa dobrada paralelamente ao sentido de laminação.

**Palavras Chave** — Dobramento, Deformações, Alta resistência, Ferramenta.

#### ABSTRACT

*This study presents the results obtained in the “V” bending process on a high strength sheet (SAAB® STREX 700MC) with 8 mm thickness. The performed experiments are based on the changing of the geometry of punch die and the bending matrix and on the analysis of the deformations obtained in each test. Another variation presented in this study is the bending direction in relation to the rolling direction of the sheet metal. The tests were performed with bending matrix ranging from 48 mm, 64 mm and 80 mm. For each matrix presented, the die punch radius was also be varied. 3 mm, 6 mm, 8 mm and 13 mm radius punch dies will be used. For each case, the bending process was done with the sheet parallel and perpendicular to the rolling direction. In the end of the analysis, the results were compared to each other and the best result was using the 13 mm radius punch and the 80 mm “V” die with the sheet bending parallel to the rolling direction.*

**Keywords** — *Bending, Deformation, High Strength, Tool.*

<sup>(1)</sup> Mechanical Engineer, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(2)</sup> Graduating in Mechanical Engineering, Federal Institute of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(3)</sup> Graduating in Mechanical Engineering, University Center UNIFTEC, Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(4)</sup> Mechanical Engineer, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(5)</sup> Prof. Dr. Ing., Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.



## 1 INTRODUÇÃO

O dobramento é um método simples, que há muitos anos é aplicado na indústria em razão do bom acabamento superficial, redução de peso e baixo custo de fabricação [1]. No entanto, os conhecimentos tecnológicos com fundamentos científicos são relativamente recentes, sendo que a extensão deste processo vai desde aplicações a componentes de geometria simples até estruturas complexas, quando utilizamos como base peças de indústrias automotiva, naval e aeroespacial. [2].

As exigências ambientais, de mercado e de processo foram conduzindo as indústrias a aumentarem expressivamente o uso de aços de alta resistência, como os AHSS (*Advanced High Strength Steels*), permitindo que chapas de menor espessura possam ser utilizadas em componentes com alta solicitação mecânica. [3].

Há muitas pesquisas e estudos referentes ao método de dobramento de chapas, entretanto ainda há espaço disponível para pesquisas nesse campo, especialmente no que tange a utilização de aços com alta resistência. Com isso, o presente trabalho tem como objetivo analisar e determinar as deformações no processo de dobramento em “V” para um aço de alta resistência variando a geometria do cunho e da matriz de dobra.

### 1.1 PROCESSO DE DOBRAMENTO

Dobramento é um processo de conformação que consiste em realizar uma dobra linear em uma chapa, onde a deformação se dá por flexão através de prensas dobradeiras que fornecem a energia e os movimentos necessários. A geometria pretendida é conferida à chapa através da utilização de punção e matriz específicos [3]-[4]. Existem várias formas de dobramento apresentadas em diversas literaturas. No estudo realizado por Fress [5] é adotado as seguintes definições: i) dobramento guiado, sendo aquele que é formado por um conjunto de punção-matriz, onde induz o corpo de prova a deformar-se na região pré-determinada; ii) dobramento livre, onde existe um sistema de apoio, porém, estes não introduzem restrição à deformação; iii) dobramento semi guiado, que é obtido no local determinado pela posição do punção, onde a força pode ser aplicada em uma das extremidades livres ou no centro do componente.

Encontra-se muitas estratégias para o dobramento guiado, uma delas é o processo de dobramento em “V”, no qual pode-se considerar que ocorre em dois estágios. O primeiro refere-se ao dobramento de uma viga sobre dois apoios devido à flexão e o segundo momento corresponde à força de compressão suportada pela matriz, garantindo a eficiência da dobra [3]. O dobramento em matriz em “V” está sendo apresentado na Figura 1.

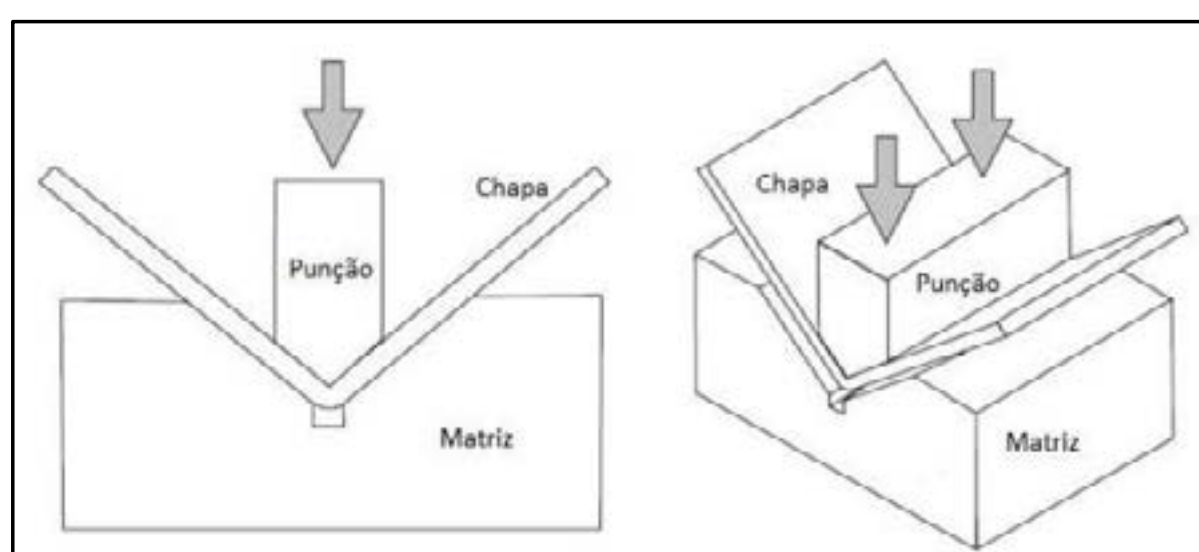


Figura 1 - Dobramento em V. Fonte: [4].

### 1.2 TENSÕES E DEFORMAÇÕES MECÂNICAS

No processo de dobramento, a deformação plástica ocorre somente na região dobrada, assim, o restante do material permanece inalterado. Na região em que ocorre a conformação, constata-se, que atuam tensões de tração e de compressão, onde há uma linha de transição entre essas duas regiões, denominada de linha neutra [1]. Dessa forma, a deformação por tração na superfície externa será igual à deformação compressiva na superfície interna [6] como pode ser visto na Figura 2.

De acordo com Huang [7] e Schaeffer [8] a linha neutra pode ser determinada através de uma equação que envolve os aspectos dimensionais da região dobrada. Esta equação é apresentada abaixo na Equação 1. Onde  $r_n$  é o raio da linha neutra,  $r_e$  é o raio externo e  $r_i$  é o raio interno de dobra.

$$r_n = \sqrt{r_e \cdot r_i} \quad (01)$$

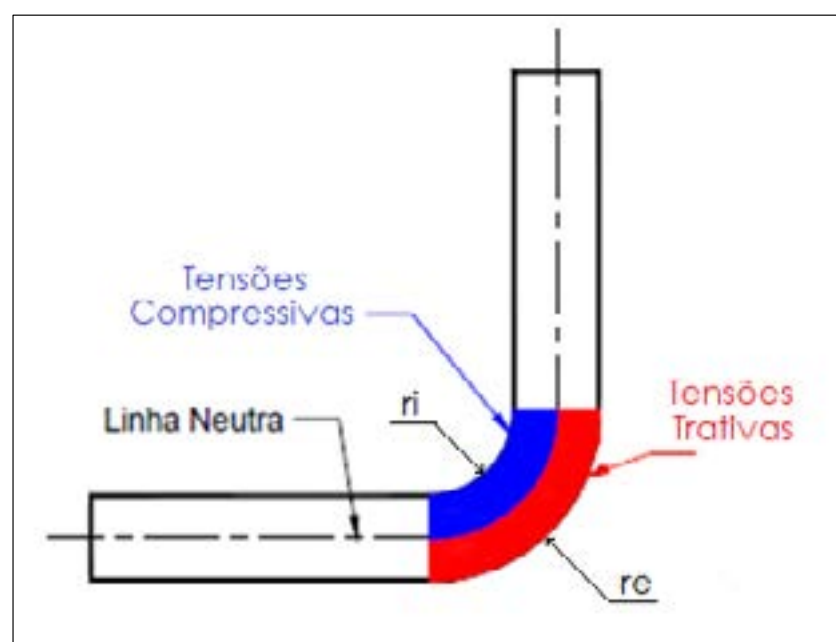


Figura 2 - Representação da linha neutra e tensões de dobramento. Fonte: Adaptado de [5].

Para Schaeffer [9], as deformações podem ser caracterizadas de diferentes formas: i) deformações relativas, ii) verdadeiras e iii) absolutas. Sendo as deformações verdadeiras, aquelas que são empregadas como parâmetros nas análises dos processos de conformação, permitindo avaliar as tensões internas, limite máximo de deformações, entre outros aspectos.

A deformação verdadeira pode ser plotada no diagrama de deformações (caminho de deformação) mostrando a relação das deformações verdadeiras menores e maiores para um determinado processo [10]. Neste diagrama esquemático é possível visualizar as diferentes deformações que são aplicadas à chapa metálica ao longo do processo de estampagem. As linhas indicadas no diagrama informam os tipos de deformações, sendo divididas em i) embutimento profundo, ii) tração uniaxial, iii) deformação planar e iv) estiramento biaxial.[1].

### 1.3 Deformação máxima

Levando em consideração os aspectos geométricos da região dobrada, é possível calcular o valor máximo de deformação através destas relações. Considerando que exista uma simetria entre as regiões de tração e compressão e tendo conhecimento do comportamento do material na curva  $\sigma\epsilon$ , através da Equação 2 é possível estimar o valor da deformação relativa máxima ( $\epsilon_{m\acute{a}x}$ ) do processo. Onde  $s$  é a espessura e  $r_m$  é o raio médio de dobra.

$$\epsilon_{m\acute{a}x} = \frac{s}{2 \cdot r_m} \quad (02)$$

Considerando que as fibras localizadas na região de tração tendem a um aumento de seu tamanho inicial (alongamento), é possível determinar o valor da deformação verdadeira na região de tração ( $\varphi_{ext}$ ). A equação 3, apresenta o cálculo empírico para determinação de  $\varphi$  nas fibras de tração.

$$\varphi_{ext} = \ln \frac{l_1}{l_0} = \ln \left( 1 + \frac{y}{r_m} \right) \quad (03)$$

onde:  $l_1$  é o comprimento da linha de análise. Pode ser definida por  $l_1 = (r + y) \cdot \alpha$ ;

$l_0$  é o comprimento da linha neutra e que pode ser calculado por:  $l_0 = r \cdot \alpha$ ;

$y$  é a distância da linha neutra até a fibra onde deseja-se realizar a análise.

### 1.4 RAIO MÍNIMO

O raio mínimo de dobramento, foi definido por Moro e Auras [11] como sendo o menor valor aceitável para o raio da dobra sem que aconteça grande variação na espessura da chapa, ou até mesmo trincas na região deformada. Sendo definido de acordo com o alongamento longitudinal máximo do material e da espessura da chapa. Moro e Auras [11] afirmam que um raio de dobramento pequeno pode provocar a ruptura da região externa da chapa dobrada, em razão de um esforço de tração excessivo, visto que, quanto menor o raio de dobramento maior será a tensão na região de tração da chapa. Com a finalidade de iniciar um dobramento com deformação permanente, Schaeffer [9], apresenta uma equação para determinar o raio mínimo de dobra. Esta equação é demonstrada na Equação 4, onde  $E$  é o Módulo de Young e  $R_y$  é a tensão de escoamento.



$$r_{min} = \frac{s.E}{2.R_y} \quad (04)$$

## 1.5 ANISOTROPIA

Durante o processo de laminação de chapas ocorre a deformação da microestrutura do material, acarretando em grãos mais alongados na direção da laminação. Pode ocorrer que as propriedades de determinado material na direção de laminação, sejam diferentes das propriedades nas direções transversais. A quantidade desse efeito pode ser mensurada através do índice de anisotropia ( $r$ ), definido como a razão entre as deformações principais na direção da largura ( $\varphi_b$ ) e a deformação na espessura ( $\varphi_s$ ) [5] [12], conforme apresentado na Equação 5.

$$r = \varphi_b / \varphi_s \quad (05)$$

O índice de anisotropia usualmente é estabelecido por um ensaio de tração, podendo ser utilizados corpos de prova em três direções diferentes da chapa, a  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação ao sentido de laminação. O ensaio consiste em aplicar uma deformação plástica no corpo de prova e então medir a deformação da área útil e comparar estes valores com os iniciais para determinação da anisotropia média ( $r_{méd}$ ) [9]. A Equação 6 apresenta o cálculo para determinação do índice de anisotropia médio.

$$r_{méd} = \frac{r_{0^\circ} + r_{90^\circ} + 2.r_{45^\circ}}{4} \quad (06)$$

## 1.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

Com vasta aplicação no meio industrial, o ensaio de tração possui elevada importância, principalmente na indústria de elementos mecânicos. Esta característica se dá, devido ao fato de que este ensaio é capaz de informar dados relevantes quanto ao material como, por exemplo, o limite de resistência à tração e ao escoamento, bem como o módulo de elasticidade, resiliência e tenacidade. Neste ensaio, o corpo de prova passa por um processo de deformação até que, na maioria das vezes, atinja o momento de ruptura, de modo que é aplicada uma carga de tração que cresce de forma progressiva de modo uniaxial. O ensaio deve ser conduzido de acordo com a norma técnica para metais ASTM E8/E8M (2009) [13], [14], [15] e [16].

## 1.7 DEFEITOS

Quando é realizado um processo de conformação em chapas, podem ocorrer nas mesmas o surgimento de trincas em alguns locais dos corpos de prova, provenientes dos esforços de tração e compressão ao quais as chapas foram submetidas [9]. Estas trincas geralmente surgem nas extremidades dos componentes dobrados, onde a concentração de tensões é maior, conforme apresenta a simulação feita por Lawanwong [17], onde as regiões de coloração vermelha apresentam as maiores tensões. Na Figura 3 é apresentado o resultado obtido pela simulação computacional realizada por Lawanwong. [17].

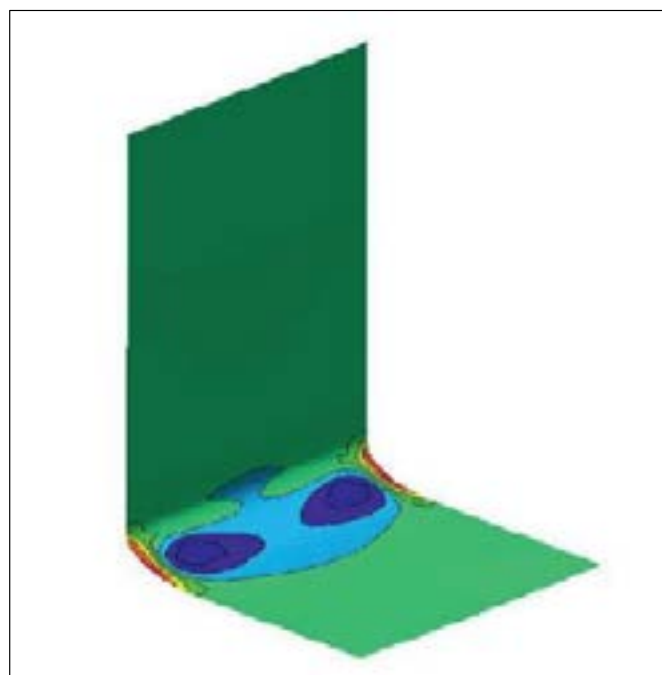


Figura 3 - Distribuição das tensões em um processo de dobra. Fonte: Adaptado de [17].

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados os materiais e métodos utilizados no desenvolvimento deste estudo afim de garantir que os procedimentos fossem realizados. Esta seção será dividida em três momentos onde serão abordados respectivamente, o material utilizado nos ensaios, a máquina e

as ferramentas utilizadas para a realização dos ensaios e por fim o procedimento experimental que conduziu os ensaios referente a este trabalho.

## 2.1 MATERIAL UTILIZADO

O material utilizado para o desenvolvimento deste estudo foi o SAAB® STRENX 700 MC. Os corpos de prova foram fabricados a partir de uma chapa com espessura nominal ( $s_0$ ) de 8 mm e produzidos a partir de uma máquina de corte a laser com as medidas apresentadas na Figura 4. Ao todo foram quatro tipos diferentes de dimensões de corpos de prova. A diferença entre eles é o comprimento total dos mesmos em sua forma planificada, que muda na medida em que variamos o raio interno de dobra, conforme apresentado na tabela da Figura 4. Os corpos de prova para o desenvolvimento deste estudo possuem largura nominal ( $b_0$ ) igual a 60 mm.

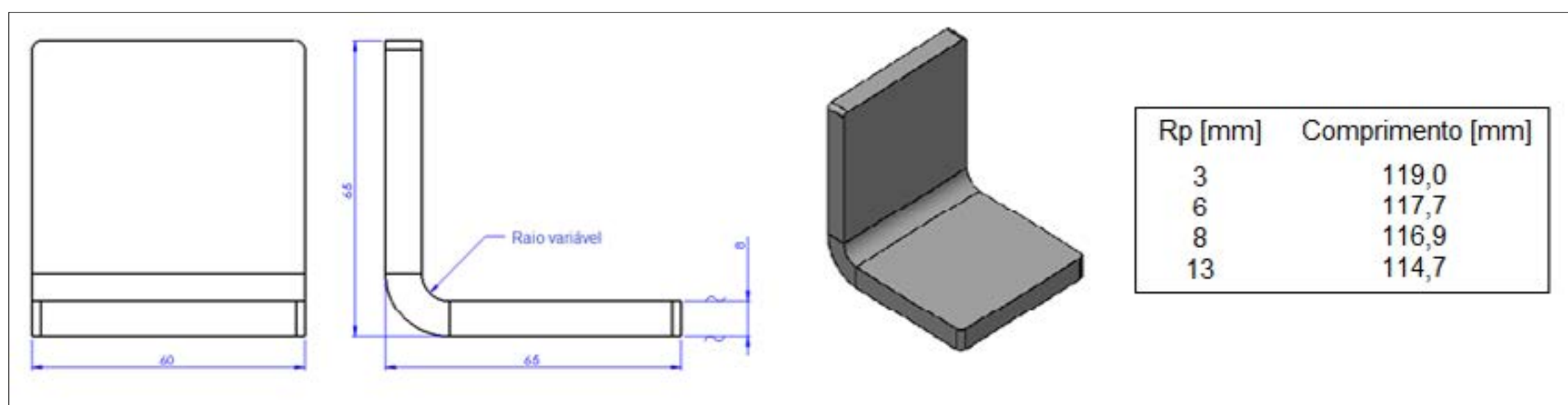


Figura 4 - Dimensões dos corpos de prova.

### 2.1.1 CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS E QUÍMICAS DO MATERIAL

O STRENX® 700 MC é considerado um aço estrutural de alta resistência mecânica, laminado a quente e destinado a processos de conformação a frio. A composição química do material é apresentada na Tabela 1, abaixo. Os dados apresentados nesta tabela foram extraídos do *Datasheet* do material fornecido pelo fornecedor SAAB. Como pode ser analisado na Tabela 1, este material possui um percentual significativo de Manganês em sua composição química.

Tabela 1 - Composição química do material. Fonte: Adaptado de [18].

C <sub>máx</sub>	Si <sub>máx</sub>	Mn <sub>máx</sub>	P <sub>máx</sub>	S <sub>máx</sub>	Al <sub>min</sub>	Nb <sub>máx</sub>	V <sub>máx</sub>	Ti <sub>máx</sub>
0.12 %	0.21 %	2.10 %	0.02 %	0.010 %	0.015 %	0.09 %	0.20 %	0.15 %

As propriedades mecânicas foram extraídas através de ensaios de tração uniaxial segundo norma ASTM E8/E8M. Três corpos de prova foram retirados da chapa a 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação da mesma. Este procedimento foi realizado em três chapas diferentes de três lotes distintos, afim de assegurar a média global e o comportamento médio desse material quanto as propriedades mecânicas. Da mesma maneira foram feitos três corpos de prova para levantamento do índice de anisotropia médio ( $r_{méd}$ ) do material. Os corpos de prova para a obtenção do índice de anisotropia foram fabricados seguindo a indicação da norma NBR 16282.

Por fim uma média dos valores encontrados nos ensaios de tração e de anisotropia realizados estão descritos na Tabela 2. Os ensaios de caracterização da chapa foram realizados em uma máquina universal de ensaios EMIC de 200kN. Para todos os ensaios de tração foi utilizado um extensômetro com comprimento inicial ( $l_0$ ) de 50 mm, fixado ao corpo de prova para melhor precisão dos dados obtidos. Para o ensaio de anisotropia não foi utilizado extensômetro.

Tabela 2 - Características Mecânicas.

Material	E [MPa]	Ry [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Dureza [HRC]	rm [-]
SAAB® STRENX 700 MC	204865	793	835	23	20	0,8



## 2.2 FERRAMENTAL E MÁQUINA UTILIZADO

Para realização dos ensaios propostos neste estudo foi utilizado uma prensa dobradeira CNC Newton® PSH - 35040. Essa máquina tem capacidade para dobrar peças de até 4 metros de comprimento e tem um mecanismo hidráulico para aplicação de forças que podem atingir até 3400 kN.

Foi produzido um sistema de troca rápida de ferramentas afim de garantir a agilidade e precisão na troca das matrizes e dos cunhos de dobra. Foi projetado um conjunto superior e um inferior onde, ambos foram fixados a máquina dobradeira através dos meios usuais de fixação. Para cada troca de ferramenta os parafusos de fixação das bases eram soltos e a respectiva ferramenta era substituída. O ajuste de montagem entre as bases inferior e superior com as matrizes e punções utilizados neste estudo é do tipo deslizante, garantindo a repetibilidade do posicionamento do ferramental. A Figura 5 apresenta as fotografias das bases inferior e superior (a), das matrizes (b) e dos punções (c) utilizados no desenvolvimento deste trabalho.

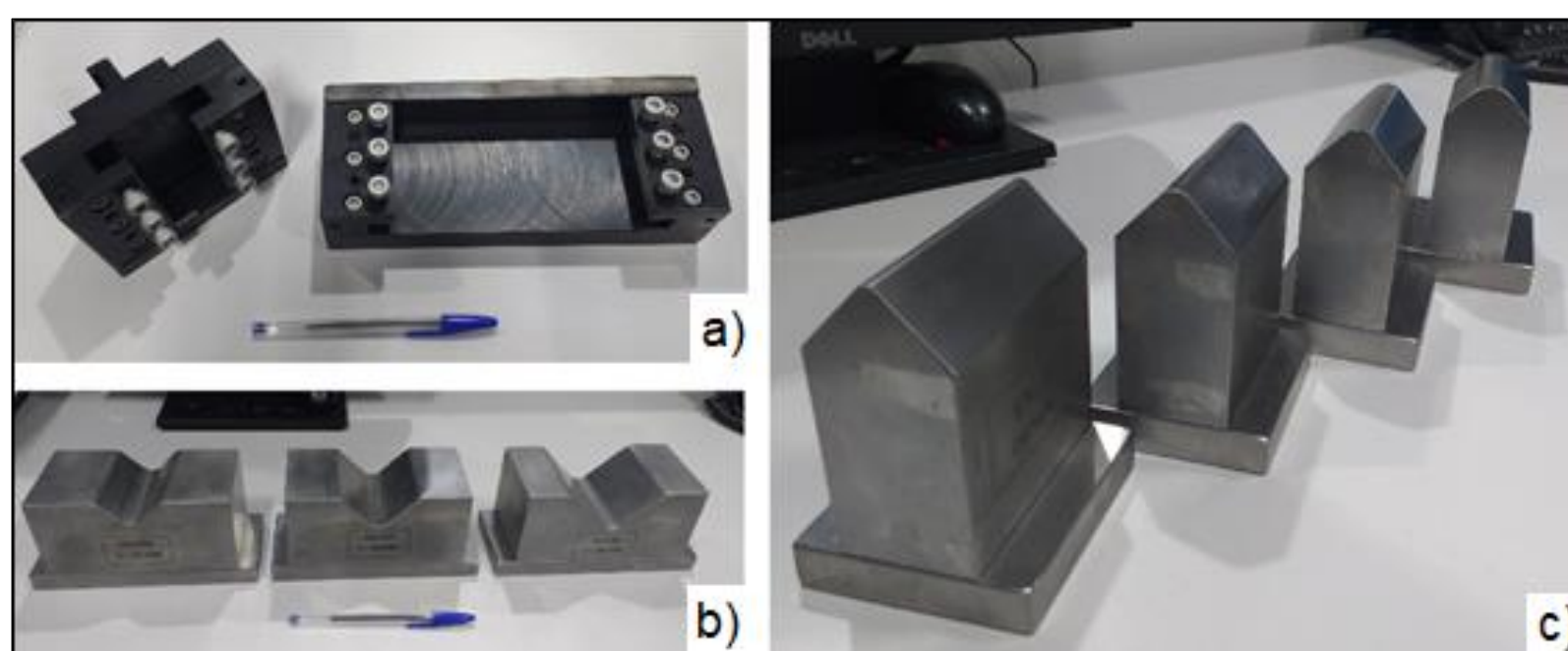


Figura 5 - Ferramental utilizado nos ensaios.

Além da máquina e do ferramental apresentados, foram utilizados alguns outros instrumentos de medição como paquímetro Mitutoyo® com escala de 0~200 mm, para medição da espessura e do comprimento das abas das peças. Também foi utilizado um transferidor de grau meia lua da Mitutoyo® para medição do ângulo de dobra e foi utilizado uma régua-graduada para medição das deformações nos corpos de prova ensaiados semelhante a que está sendo apresentada na Figura 6.

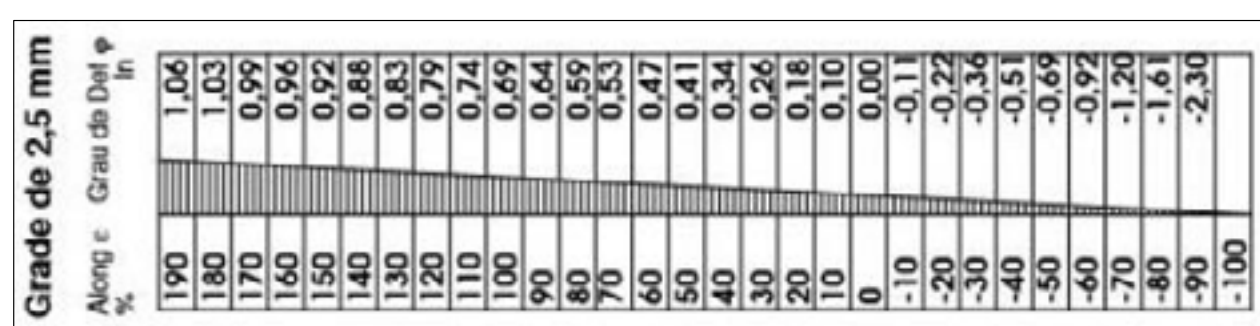


Figura 6 - Grade para medição das deformações. Fonte: [6]

Com o valor dessas deformações percentuais, pode-se calcular as deformações dos círculos impressos nos sentidos longitudinal e transversal, através das equações 7 e 8 respectivamente.

$$\varphi_1 = \ln\left(\frac{d_1}{d_0}\right) \quad (07)$$

$$\varphi_2 = \ln\left(\frac{d_2}{d_0}\right) \quad (08)$$

Onde  $d_0$  é o valor inicial do círculo impresso,  $d_1$  e  $d_2$  são as medidas maior e menor da elipse formada após o processo de dobra, conforme Figura 7.

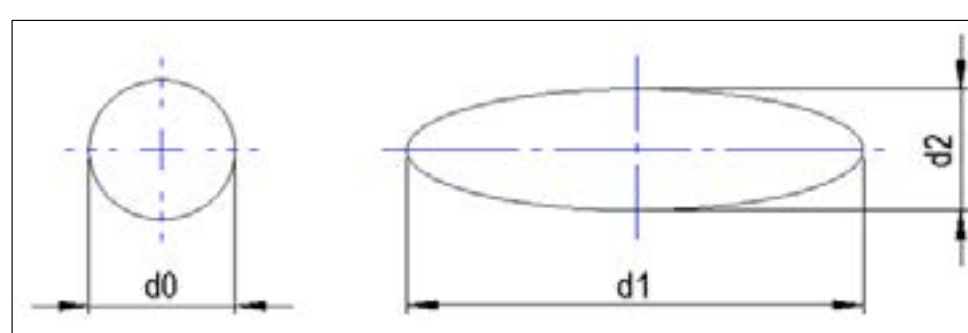


Figura 7 - Alteração da geometria da marcação.

## 2.3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Antes de dar início ao procedimento prático dos ensaios foram feitos os cálculos do raio mínimo e das deformações teóricas aplicando as equações apresentadas na seção anterior. Para o cálculo de raio mínimo ( $r_{\min}$ ) tem-se para as propriedades do material um valor de 1,03 mm. Esse valor fica abaixo do menor raio utilizado nesse estudo ( $R_p = 3$  mm), logo todos os valores de raio ensaiados atendem essa especificação. Para os valores de deformação verdadeira ( $\phi$ ) teóricos também foram utilizadas as equações apresentadas no capítulo anterior. Os resultados não levam em conta os valores da abertura do “V” da matriz e nem o sentido de laminação em relação ao sentido de dobra, mas servem como parâmetro para análise do comportamento em relação a variação do raio do punção ( $R_p$ ). Os dados das deformações verdadeiras teóricas estão sendo apresentados na Tabela 3.

Tabela 3 - Valores teóricos de  $\phi$ .

$R_p$ [mm]	$r_{\text{ext}}$	$r_{\text{med}}$	$r_n$	$y$	$\phi$
3	11	7	5,74456	5,25544	0,56006
6	14	10	9,16515	4,83485	0,39439
8	16	12	11,3137	4,68629	0,32968
13	21	17	16,5227	4,47729	0,23378

Para determinação experimental das deformações foi utilizada a técnica de visioplasticidade, onde antes do processo de dobramento, foi feita a gravação eletroquímica de uma grade de círculos com 2,5 mm de diâmetro inicial na superfície externa da chapa (lado da tração), conforme Figura 8.

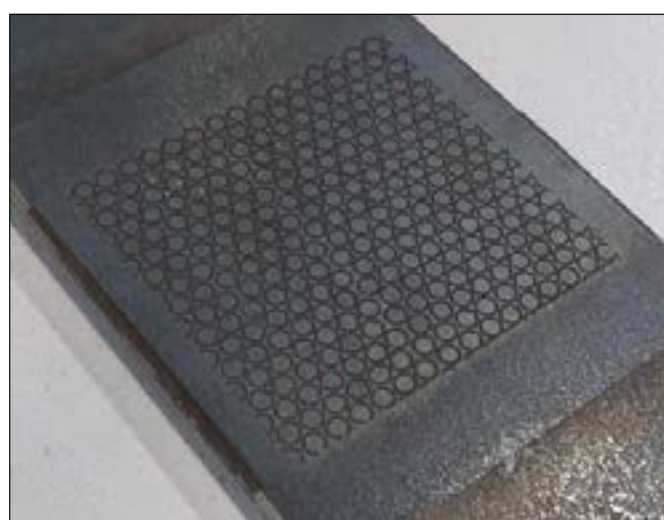


Figura 8 - Marcação eletroquímica.

Com o auxílio de um cunho e de uma matriz guia as bases superior e inferior foram alinhadas entre si e fixadas a máquina por grampos e parafusos. Depois de ter as bases alinhadas, as matrizes e punções do ensaio foram montadas ao conjunto e foi dado início aos ensaios experimentais. Ao todo foram feitos 24 ensaios onde para cada caso foram variados as ferramentas e o sentido de laminação em relação a dobra. A cada ensaio realizado era feito o setup do batente da máquina com a finalidade de que cada corpo de prova ficasse centralizado na matriz, visto que os corpos de prova possuem comprimentos diferentes que variam em função do raio interno ( $R_p$ ). Vale ressaltar que em cada experimento a dobra foi realizada em dois estágios, onde no primeiro momento a dobra era efetuada até uma medida de ângulo menor que  $90^\circ$ , então o corpo de prova era removido e através de um transferidor de grau era feita a medição do ângulo preliminar. Essa diferença era então compensada no corretor da máquina e o corpo de prova era recolocado na matriz e calibrado, garantindo assim, que todos os corpos de prova ficassem com ângulo final de dobra igual a  $90^\circ$ .

Os primeiros 12 ensaios foram realizados com corpos de prova no sentido paralelo ao sentido de laminação da chapa, sendo que nos quatro primeiros foi utilizado a matriz com valor da abertura do “V” de 48 mm, depois, quatro ensaios utilizando a matriz com “V” igual a 64 mm e por fim utilizando a matriz com “V” de 80 mm. Esse procedimento foi repetido para os corpos de prova cortados perpendicularmente ao sentido de laminação da chapa.

Após a execução da dobra, os círculos tiveram seus diâmetros alongados no sentido longitudinal do corpo de prova, transformando-se em elipses. Estas elipses foram medidas com o auxílio de uma grade de medição, na qual foram mensurados os valores percentuais dos



alongamentos. Em cada corpo de prova foram medidos vários círculos na região central da peça, sendo feita uma média dos valores para posterior cálculo das deformações verdadeiras.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Esse tópico visa apresentar os resultados obtidos nos ensaios realizados nesse estudo. Os dados serão apresentados em forma de tabelas e gráficos para melhor visualização. Na Tabela 4 estão sendo apresentadas as informações referentes aos ensaios, ferramentas, matrizes e os valores das deformações verdadeiras calculadas.

Tabela 4 - Resultados dos ensaios.

ENSAIO	"V" [mm]	RP [mm]	SENTIDO	DIMENSÃO	VALORES [%]	d1 [mm]	$\Phi_1$
1	48	3	PARALELO	d1	82,67	4,57	0,60
				d2	0,00		
2	48	6	PARALELO	d1	63,33	4,08	0,49
				d2	0,00		
3	48	8	PARALELO	d1	52,67	3,82	0,42
				d2	0,00		
4	48	13	PARALELO	d1	33,33	3,33	0,29
				d2	0,00		
5	64	3	PARALELO	d1	70,00	4,25	0,53
				d2	0,00		
6	64	6	PARALELO	d1	60,67	4,02	0,47
				d2	0,00		
7	64	8	PARALELO	d1	41,33	3,53	0,35
				d2	0,00		
8	64	13	PARALELO	d1	30,67	3,27	0,27
				d2	0,00		
9	80	3	PARALELO	d1	69,33	4,23	0,53
				d2	0,00		
10	80	6	PARALELO	d1	50,67	3,77	0,41
				d2	0,00		
11	80	8	PARALELO	d1	40,67	3,52	0,34
				d2	0,00		
12	80	13	PARALELO	d1	29,33	3,23	0,26
				d2	0,00		
13	48	3	PERPENDICULAR	d1	68,67	4,22	0,52
				d2	0,00		
14	48	6	PERPENDICULAR	d1	48,67	3,72	0,40
				d2	0,00		
15	48	8	PERPENDICULAR	d1	40,00	3,50	0,34
				d2	0,00		
16	48	13	PERPENDICULAR	d1	29,33	3,23	0,26
				d2	0,00		
17	64	3	PERPENDICULAR	d1	68,00	4,20	0,52
				d2	0,00		
18	64	6	PERPENDICULAR	d1	48,67	3,72	0,40
				d2	0,00		
19	64	8	PERPENDICULAR	d1	38,67	3,47	0,33
				d2	0,00		
20	64	13	PERPENDICULAR	d1	28,67	3,22	0,25
				d2	0,00		
21	80	3	PERPENDICULAR	d1	63,33	4,08	0,49
				d2	0,00		
22	80	6	PERPENDICULAR	d1	38,67	3,47	0,33
				d2	0,00		
23	80	8	PERPENDICULAR	d1	38,67	3,47	0,33
				d2	0,00		
24	80	13	PERPENDICULAR	d1	20,67	3,02	0,19
				d2	0,00		

Analisando a Tabela 4, acima, o primeiro ponto importante que é destacado é referente as deformações no sentido transversal, ou seja, para todos os casos as deformações em  $d_2$  foram iguais a zero. Isso significa que as deformações encontradas na região da dobra de todos os corpos de prova se deram unicamente no sentido longitudinal. Esse fenômeno pode ser visto na coluna do valor percentual, nas dimensões  $d_2$  de cada ensaio. Os valores de  $d_2$  iguais a zero implicam em uma deformação verdadeira também igual a zero. Por este motivo não se faz necessário apresentar os valores de  $\phi_2$  na tabela. Desta forma temos que para o processo de dobra realizados neste estudo a operação trata-se exclusivamente de uma deformação do tipo plana.

Outra análise que pode ser feita é a comparação das deformações verdadeiras longitudinais em relação ao  $R_p$ . No gráfico da Figura 9 é apresentado o comportamento em todos os ensaios realizados. Para cada medida de abertura do "V" da matriz e sentido de dobra foram plotados os valores de  $\phi_1$  em função da variação do  $R_p$ . É possível analisar que para todos os casos, quanto maior for  $R_p$ , menores serão as deformações. Ainda pode ser visto que o valor de "V" têm influência nos valores de deformação do processo, onde quanto maior for o valor do "V" da ferramenta, menores serão os valores de  $\phi_1$ . Por fim, é possível analisar que o sentido de dobra em relação a laminação da chapa também exerce influência no processo. O sentido de dobra paralelo ao sentido de laminação apresentou valores de  $\phi_1$  maiores em relação ao sentido perpendicular.

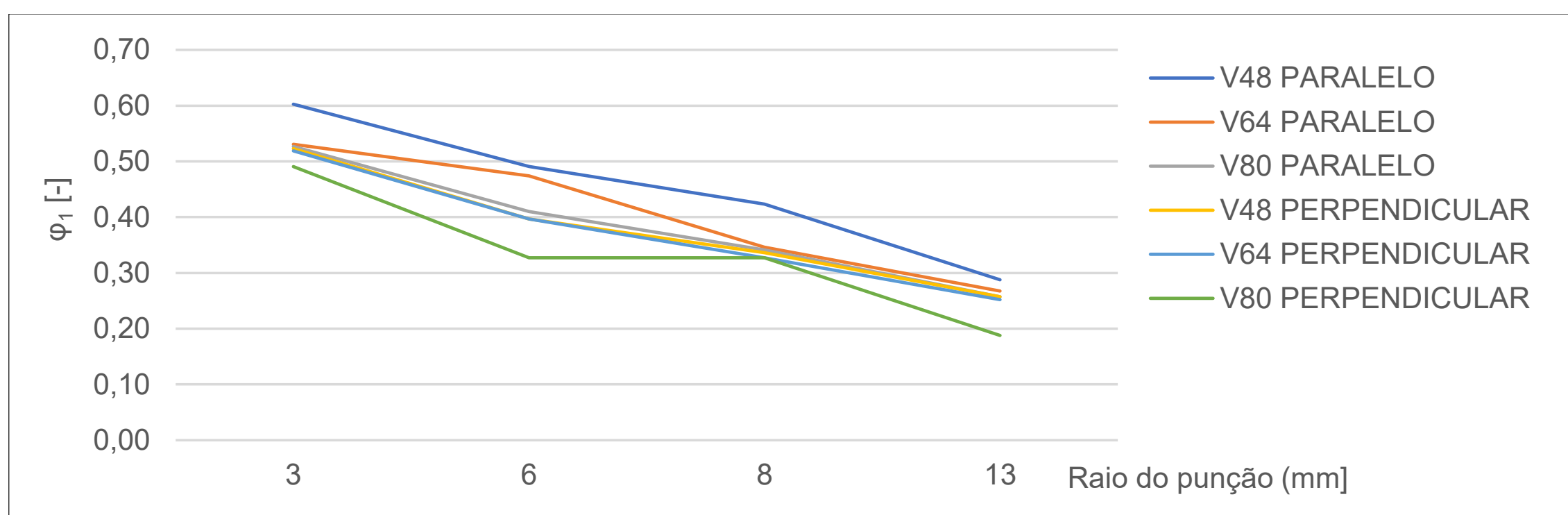


Figura 9 - Deformações Verdadeiras x Raio do punção.

Uma segunda análise é mostrada no gráfico da Figura 10, que apresenta a influência que a medida do "V" da matriz exerce nos valores de  $\phi_1$  no processo. Neste gráfico é possível analisar que os valores de "V" não têm grande influência nas deformações. Ao contrário da análise feita da influência do raio do punção, a abertura do "V" da matriz apresenta uma constância ao variarmos esta medida. O que pode ser visto no gráfico da Figura 10 é que para alguns casos os valores de deformações são praticamente lineares. Existe uma influência do sentido de dobra em relação ao sentido de laminação da chapa. No sentido perpendicular ao sentido de laminação tem-se que as deformações foram menores ao comparar com o sentido paralelo.

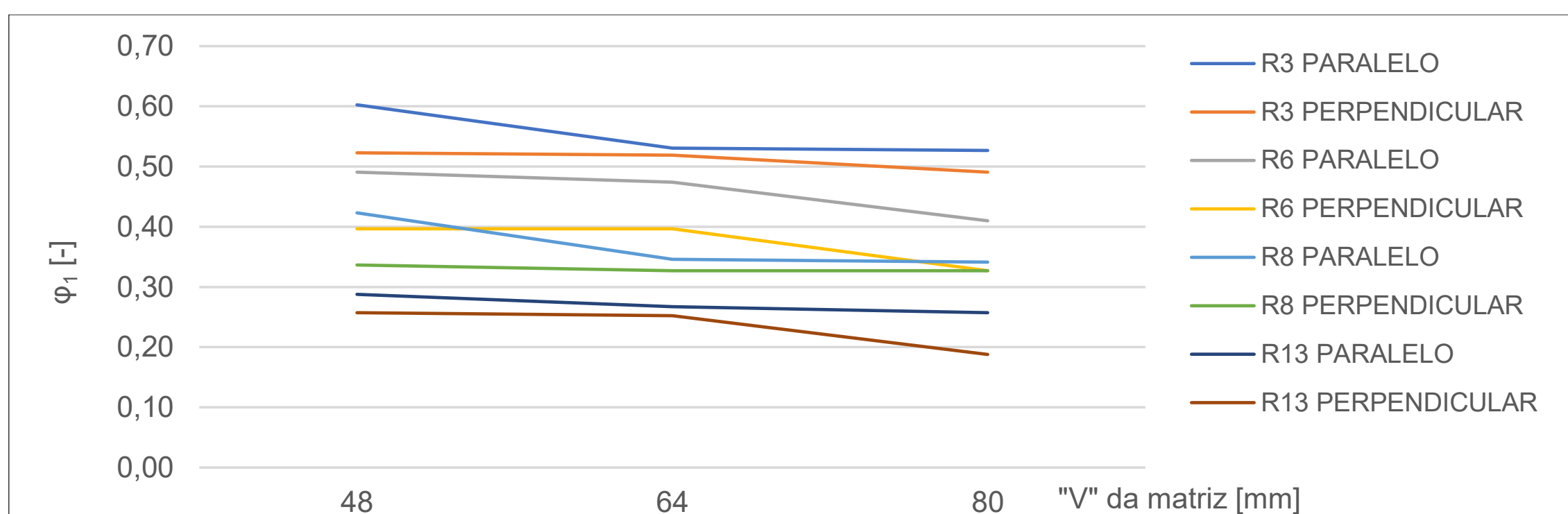


Figura 10 - Influencia do "V" da matriz.



Por fim uma análise é feita quanto ao sentido de dobra em relação ao sentido de laminação da chapa. O gráfico apresentado na Figura 11 mostra que existe pouca influência do sentido de dobra em relação as deformações verdadeiras ( $\phi_1$ ) do processo de dobramento proposto. Em alguns casos é possível observar que a variação é tão pequena que pode ser considerada como desprezível.

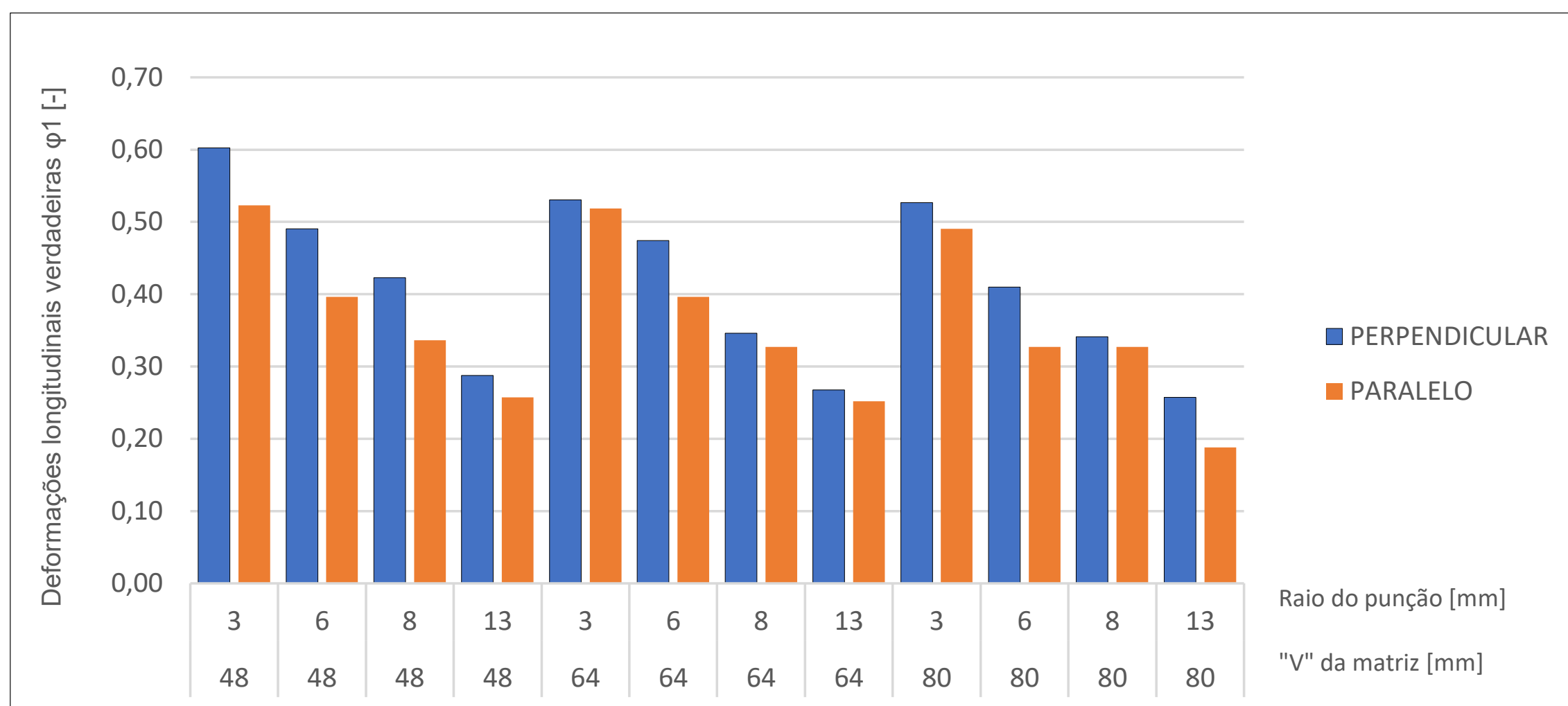


Figura 11 - Efeito do sentido de dobra em relação a laminação.

#### 4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Nesta seção serão apresentadas as conclusões obtidas ao longo desse estudo. Como primeira conclusão é válido ressaltar que os estudos foram realizados tomando os devidos cuidados para que os resultados sofressem o mínimo de interferências externas e evitando erros. O erro de medição por paralaxe foi um dos mais difíceis de ser controlado. As medições das elipses foram feitas através da grade onde pode ter ocorrido erros de leitura devido a espessura da linha da gravação eletroquímica feitas na superfície da peça.

Quanto aos ensaios é possível perceber que o que mais exerce influência nas deformações no processo de dobramento é o raio do punção ( $R_p$ ). Quanto menor é o raio do punção, maiores serão as deformações. Ainda comentando sobre os valores de deformação variando o  $R_p$ , é possível analisar que os valores da abertura do "V" da matriz exercem pouca influência nas deformações, assim como a direção da dobra em relação ao sentido de laminação da chapa.

Os valores da abertura do "V" das matrizes apresentaram uma variação pequena ao longo dos ensaios. Em alguns casos é possível observar que os valores das deformações verdadeiras apresentaram pouca variação, podendo ser considerados desprezíveis.

O sentido em que foi realizado a dobra em relação ao sentido de laminação da chapa foi, dentre todas as variações, a que menos apresentou influência nos valores de deformações dos corpos de prova ensaiados. Nos processos onde a dobra foi realizada paralelamente ao sentido de laminação da chapa, os valores das deformações foram ligeiramente menores do que no sentido perpendicular.

O ensaio que apresentou melhor resultado, ou seja, que apresentou menores valores de deformação verdadeira, foi aquele em que foi utilizado punção com raio igual a 13 mm, com a abertura do "V" da matriz igual a 80 mm e onde a dobra foi realizada paralelamente ao sentido de laminação da chapa. Vale a pena ressaltar que, o que foi analisado neste estudo foi apenas os valores das deformações. É de conhecimento que para esse processo, a dobra preferencialmente deve ser feita no sentido perpendicular ao sentido de laminação, evitando assim defeitos na estrutura o que pode vir a nuclear trincas.

Quanto aos defeitos de dobra, foram observados em todos os casos, mas principalmente naqueles em que foram utilizados valores de  $R_p$  igual a 3 mm, o aparecimento de uma deformação

localizada na região inicial e final da dobra, como mencionado por Lawanwong [17]. Esse é um fenômeno comum em processo de dobra devido ao escoamento do material. Não houve redução significativa da espessura da chapa na região de dobra e por isso o material teve essa tendência a escoar para essa região. Não foram identificadas trincas nos corpos de prova ensaiados.

### Referências

- [1] BARBOSA, G. M. Processo de dobramento de chapas metálicas. *Exacta*, São Paulo, v. 7, n. 1, p. 109-120, jan./mar. 2009.
- [2] SCHAEFFER, L.; NUNES, R. M.; BRITO, A. M. G. Tecnologia da estampagem de chapas metálicas. Porto Alegre: Gráfica da UFRGS, 2017.
- [3] SANTOS, R. A. Influência da força de dobra e da geometria da ferramenta no retorno elástico em processos de dobramento de aços de alta resistência. 2013. 115f. Tese (Doutorado em Concentração Manufatura) - Engenharia Mecânica da UFPR. Universidade Federal do Paraná, Curitiba.
- [4] ALTAN, T.; OH, S.; GEGEL, H. L. Conformação de Metais: Fundamentos e Aplicações. Publicação EESC-USP, São Carlos, 1999.
- [5] FREES, M. V. S. Avaliações sobre o processo de dobramento do aço NBR 6656 LNE 380. 2017. 100f. Dissertação (Mestre em Engenharia) - Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da UFRGS. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.
- [6] DIETER, G.E. Metalurgia Mecânica. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara, 1981
- [7] HUANG, Y. M.; LEU, D. K. Effects of Process Variables on V-Die Bending Process of Steel Sheet. *Int. J. Mech. Sci.* Vol. 40, Nº 7, pp. 631-650, 1998
- [8] SCHAEFFER, L.; ROCHA, A. S. Conformação Mecânica: Cálculos aplicados em processos de fabricação. 2. ed. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2007.
- [9] SCHAEFFER, L. Conformação de Chapas Metálicas. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2004.
- [10] PANICH, S.; BARLAT, F.; UTHAISANGSUK, V.; SURANUNTCHAI, S.; JIRATHEARANAT, S.. Experimental and theoretical formability analysis using strain and stress based forming limit diagram for advanced high strength steels. *Materials and Design*. Vol. 51. Pg. 756-766. 2013.
- [11] MORO, N; AURAS, A.P. Processos de Fabricação: Conformação Mecânica II – Extrusão, Trefilação e Conformação de Chapas. 2006. 35f. Apostila do Curso Técnico de Mecânica Industrial do Centro Federal de Educação Tecnológica de Santa Catarina
- [12] SROUR Jr., E.H. Determinação do Grau de Conformabilidade de Chapa de Aço para Suporte de Coluna de Direção e Identificação de Similar Nacional. 2002. 128f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2002.
- [13] ASTM E8/E8M, 2009, “Standard Methods for Tension Testing of Metallic Materials”, ASTM International, West Conshohocken, PA., 2009, DOI: 10.1520/E0008\_E0008M-09.
- [14] Canevarolo, JR, S. V., 2003. “Técnicas de caracterização de Polímeros”. São Paulo, Artiber.
- [15] Souza, Sérgio Augusto de, 2012. “Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos - Fundamentos teóricos e práticos”, Editora Edgard Blucher Ltda., pp. 103-123.
- [16] Smith, William F. e Hashemi, Javad, 2013. “Fundamentos de Engenharia e Ciências dos Materiais”, AMGH Editora, pp. 168.
- [17] LAWANWONG,K; HAMASAKI,H; HINO,R; YOSHIDA,F. A novel technology to eliminate U-bending springback of high strength steel sheet by using additional bending with counter punch. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TECHNOLOGY OF PLASTICITY 11., 2014. Nagoya. Procedia Engineering, Oct., 2014. p.957-962.
- [18] Strenx® 700 MC. Disponível em: <<https://www.ssab.com.br/products/brands/strenx/products/strenx-700-mc>> Acesso em: 02 de jul. 2019.
- [19] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 16282: Folhas e chapas de aço de carbono - Determinação da anisotropia plástica e do expoente de encruamento - Método de ensaio. Rio de Janeiro. 2014.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

22<sup>nd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## ANÁLISE DAS DEFORMAÇÕES NO PROCESSO DE ESTAMPAGEM INCREMENTAL APLICADO A UMA GEOMETRIA TUBULAR

### *STRAIN ANALYSIS ON INCREMENTAL SHEET FORMING PROCESS APPLIED IN A TUBULAR GEOMETRY*

**João Vinícius Hunoff Marchett**, [jv.marchett@hotmail.com](mailto:jv.marchett@hotmail.com) <sup>(1)</sup>

**Cassiano Luchezi**, [caca.luchezzi@gmail.com](mailto:caca.luchezzi@gmail.com) <sup>(2)</sup>

**Rafael Cordeiro da Silva**, [rafael.cordeiro@grupo-sanmartin.com](mailto:rafael.cordeiro@grupo-sanmartin.com) <sup>(3)</sup>

**Alexsandro Soardi**, [alexsandro.soardi@grupo-sanmartin.com](mailto:alexsandro.soardi@grupo-sanmartin.com) <sup>(4)</sup>

**Lírio Schaeffer**, [schaeffer@ufrgs.com](mailto:schaeffer@ufrgs.com) <sup>(5)</sup>

#### RESUMO

Em virtude de geometrias tubulares serem pouco estudadas no meio de conformação o presente trabalho tem como foco aplicar os princípios do processo de estampagem incremental de ponto simples em uma geometria tubular, com o objetivo de analisar as deformações e determinar a curva limite de conformação do material para o processo proposto. Por meio da coleta de dados de três ensaios mantendo os mesmos parâmetros de conformação construiu-se a curva limite de conformação, as deformações foram analisadas com a aplicação da técnica de visioelasticidade e os cálculos para deformações verdadeiras. Com os resultados obtidos pode-se concluir que o método utilizado atendeu o propósito do trabalho, porém não é recomendável, visto que devido a tendência de planificação do tubo durante o processo de estampagem ocorreu deformações indesejáveis fora do perfil programado.

**Palavras Chave** — Estampagem Incremental de ponto simples, Visioelasticidade, Geometria Tubular, Deformações.

#### ABSTRACT

*Due to the fact that tubular geometries are little studied in the forming environment, the present paper focuses on applying the principles of the single point incremental sheet forming process to a tubular geometry, the objective of analyzing the deformations and determining the material forming curve. Through the collection of data from three trials maintaining the same parameters forming, it was built forming limit curve, the deformations were analyzed by applying the technique visioelasticity and calculations for real deformations. With the obtained results it can be concluded that the method used served the purpose of paper, but it is not recommended, due to flat surface formation during the forming process, there were undesirable deformations out of the programmed profile.*

**Keywords** — *Single Point Incremental Forming, Visioelasticity, Tubular geometry, Deformation.*

(1) Graduating in Mechanical Engineering, University Center UNIFTEC, Rio Grande do Sul, Brazil.

(2) Graduating in Mechanical Engineering, Federal Institute of Rio Grande do Sul, Brazil.

(3) Mechanical Engineer, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

(4) Mechanical Engineer, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

(5) Prof. Dr. Ing., Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

## 1 INTRODUÇÃO

A estampagem de chapas é um processo de conformação mecânica que possui papel importante na indústria, atribuído a uma forma de produzir grandes volumes de peças com perda mínima de material [1]. Dentre as técnicas de conformação, o método de estampagem incremental (ISF - *Incremental Sheet Forming*) possui significativo destaque quando a confecção completa de um ferramental é economicamente inviável para a fabricação de pequenos lotes de peças ou no desenvolvimento de novos produtos, atendendo uma demanda ainda reprimida pelo processo de alto custo da estampagem convencional [2]-[3].

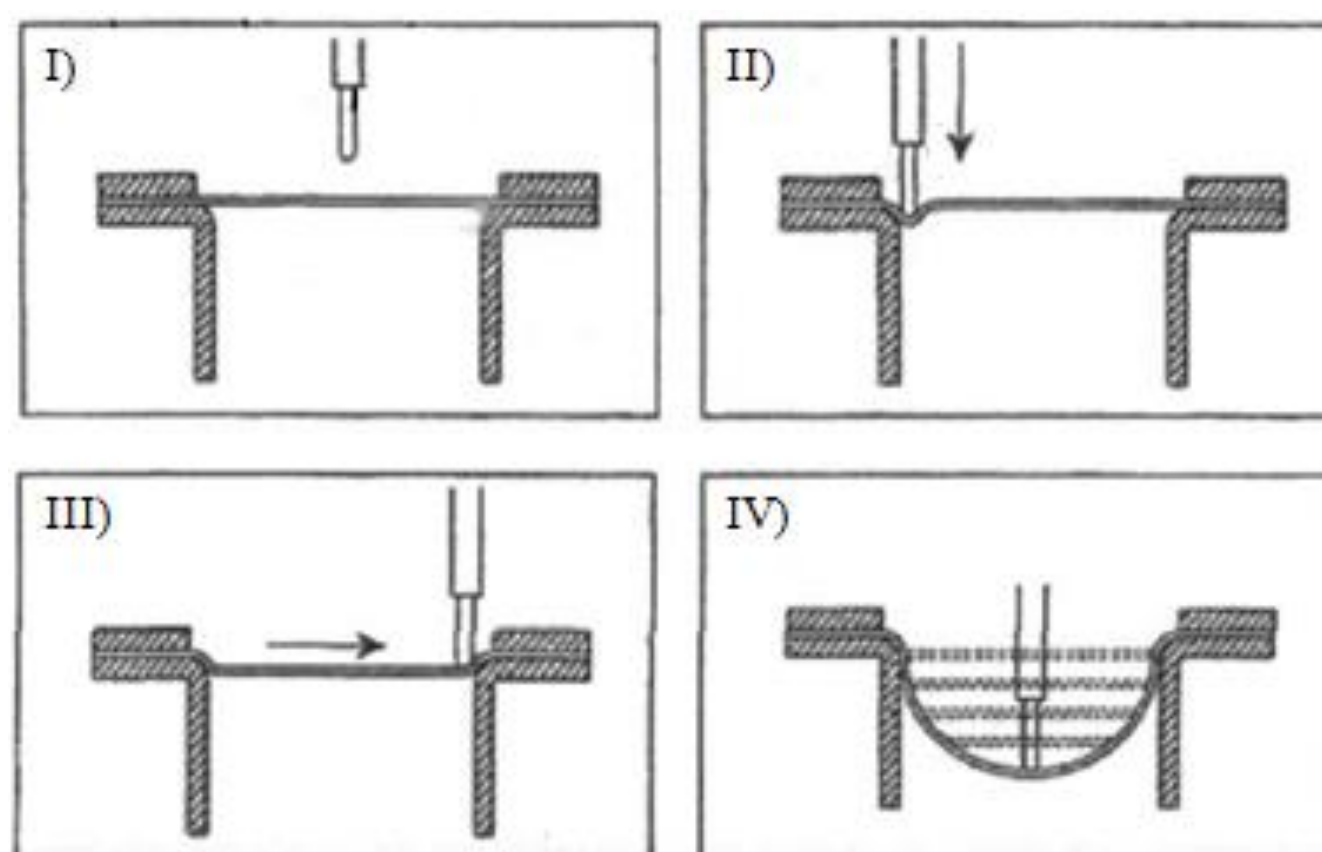
A estampagem incremental em chapas planas é extensivamente estudada de diversas formas, alterando as variáveis do processo, no entanto, ainda há pouco estudo sobre sua aplicação em geometrias tubulares. Um estudo realizado por Silva et al. [4] demonstrou a utilização de técnicas já conhecidas na ISF de chapas planas em uma geometria tubular. Com base nessa situação, o presente trabalho tem como objetivo determinar a curva limite de conformação (CLC) do material no processo de estampagem incremental em uma geometria tubular, analisando e determinando as deformações geradas na superfície do tubo com auxílio do diagrama de deformações e a técnica de visioelasticidade.

### 1.1 Estampagem incremental

A ISF compõe-se de um método de estampagem onde a deformação da peça ocorre localmente e de forma progressiva. O princípio do equipamento consiste no deslocamento de uma ferramenta de ponta esférica ou hemisférica ao longo de uma sequência horizontal e vertical, deformando gradativamente a superfície do material [5]. Um dos principais diferenciais do processo são a utilização de tecnologias CNC (Controle Numérico Computadorizado) já amplamente difundida nos meios produtivos e as baixas forças, onde a resultante das sucessivas deformações origina a geometria final da peça [6]-[7].

As variações no processo de estampagem incremental se baseiam na quantidade de pontos de apoio ou de ferramentas utilizadas, Jeswiet [8] as caracterizam de duas formas principais: i) estampagem incremental de ponto simples (SPIF - *Single Point Incremental Forming*) e ii) estampagem incremental de ponto duplo (TPIF - *Two Point Incremental Forming*).

Quando a estampagem incremental é realizada sem suporte algum, é classificada como ponto simples, nesta a matriz ou suporte inferior é eliminada e somente a ferramenta de estampagem fica em contato com a peça, causando a deformação local e progressiva da superfície [9]. Com o método ISF de ponto simples é possível obter geometrias utilizando apenas um dispositivo prensa chapas e ferramentas de perfil simples, porém este método não atende a um grau de precisão dimensional elevado e costuma apresentar discrepâncias geométricas entre o modelo virtual e a peça final [10]-[5]. O princípio do processo é apresentado na Figura 1.



**Figura 1:** Esquematização do processo ISF de ponto simples. Adaptado de [11].



## 1.2 Deformações mecânicas

As peças resultantes dos processos de fabricação, por conformação mecânica, são peças deformadas, a energia é imposta sobre o material durante o processo através de forças, e tem como objetivo deformar plasticamente o material [12]. Para Schaeffer [13], as deformações podem ser caracterizadas de diferentes formas: i) deformações relativas, ii) deformações verdadeiras e iii) deformações absolutas. As deformações verdadeiras são os parâmetros empregados nas análises dos processos de conformação, permitindo analisar as tensões internas, limite máximo de deformações, entre outros.

A deformação verdadeira pode ser plotada no diagrama de deformações (caminho de deformação) mostrando a relação da deformação verdadeira menor e deformação verdadeira maior para um determinado processo [14]. No diagrama de deformações é possível visualizar as diferentes deformações que são aplicadas a chapa metálica ao longo do processo de estampagem, as linhas indicadas no diagrama informam os tipos de deformações (Figura 2), sendo divididas em i) embutimento profundo, ii) ensaio de tração, iii) deformação plana e iv) estiramento biaxial [15].

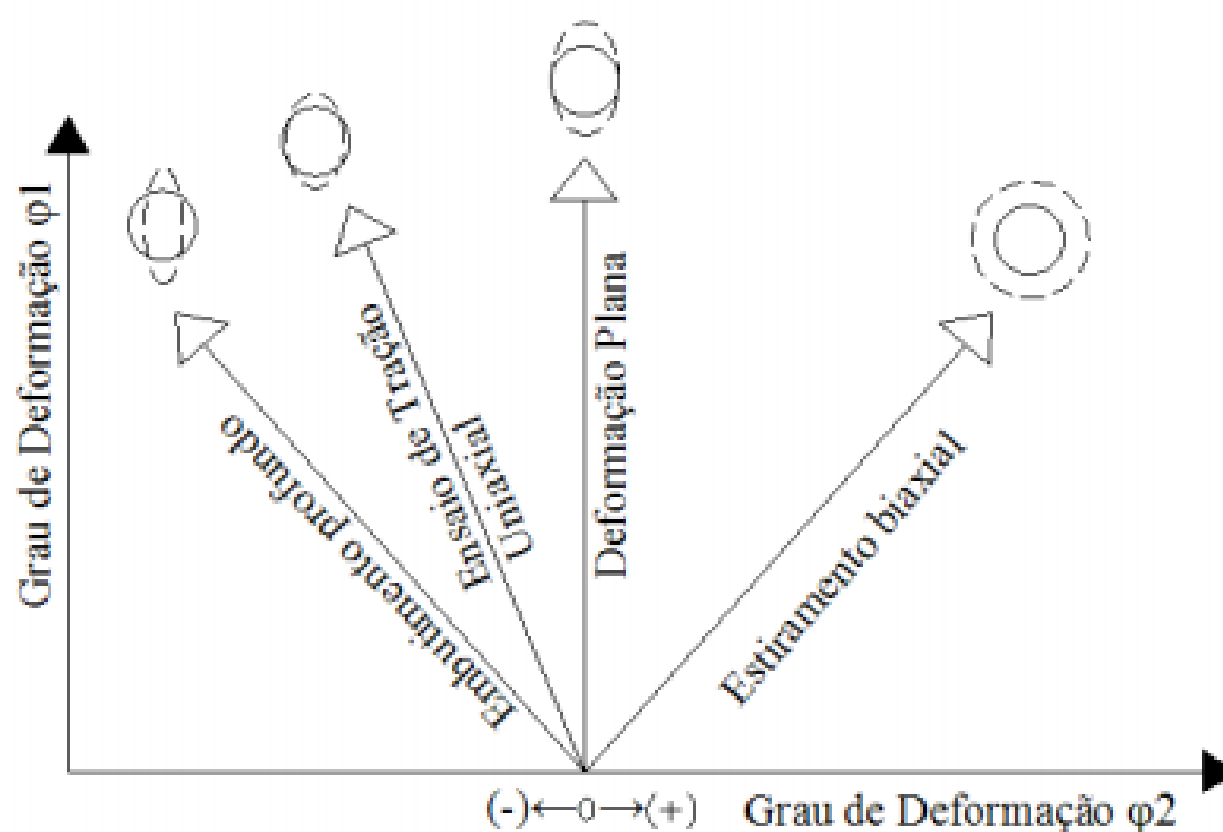


Figura 2: Diagrama de deformações. Adaptado de [13].

## 1.3 Curva limite de conformação (CLC)

A curva limite de conformação (FLD – *Forming Limit Diagram*) é o esboço no diagrama de deformações (Figura 3), ela se baseia no quanto o material permite deformar-se sem a ocorrência de rupturas levando em consideração as deformações principais (deformação verdadeira maior e deformação verdadeira menor), avaliando assim a estampabilidade da chapa metálica [16].

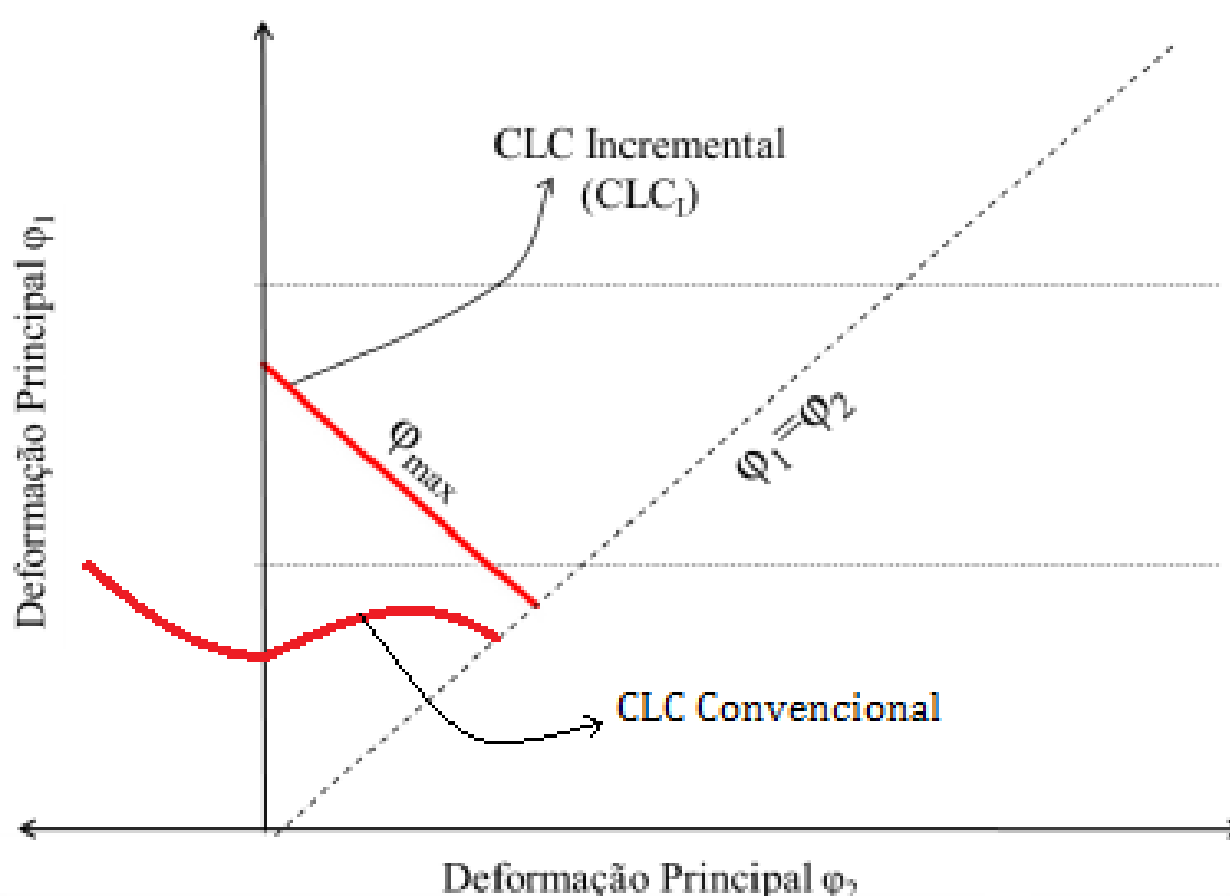


Figura 3: Esboço da CLC convencional e incremental. Adaptado de [7].

A utilização da CLC como critério de falha, limita a quantidade de deformação que se pode aplicar em um material no processo de estampagem, permitindo concluir se o processo e o material estão adequados para obtenção da geometria final da peça. Caso as deformações atinjam valores acima da curva ocorrerá a ruptura do material, conseqüentemente, se estiverem abaixo, a conformação irá ocorrer sem eventuais falhas [17]-[18].

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

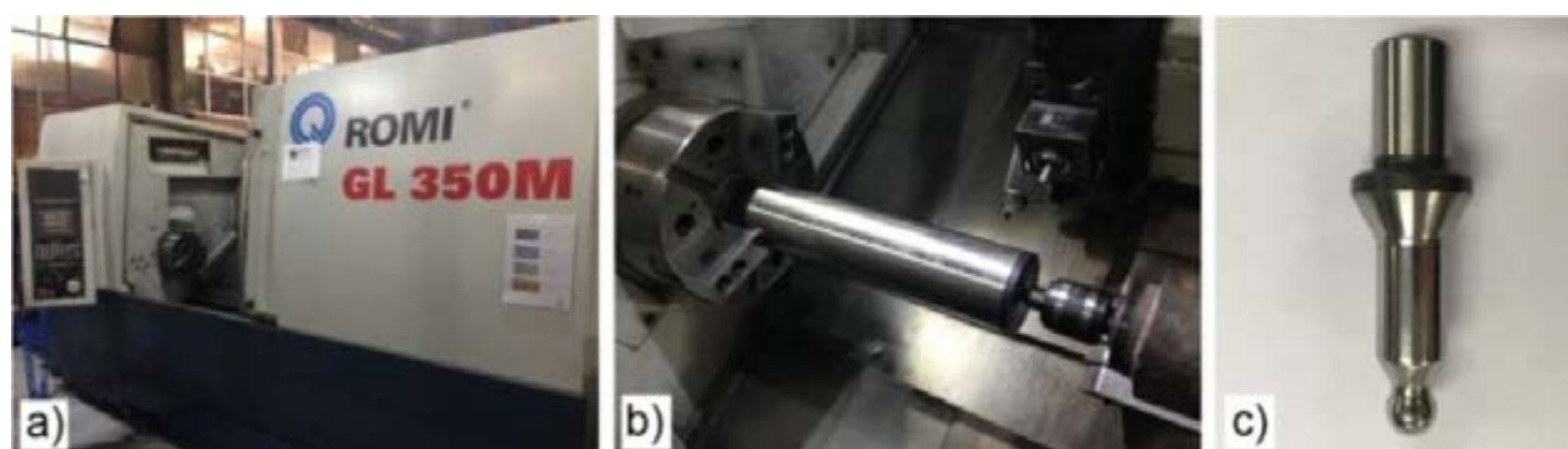
A matéria prima utilizada no estudo é um tubo redondo de diâmetro 101.6 mm, com costura, espessura de 1.2 mm, fabricado em aço inoxidável AISI 304 com acabamento externo polido, conforme norma ASTM A-554. Através do certificado emitido pelo fabricante, as propriedades mecânicas desse material estão descritas na Tabela 1.

**Tabela 1:** Propriedades mecânicas do aço inoxidável AISI 304.

Material	Rm [Mpa]	$\sigma_e$ [Mpa]	A [%]	Dureza [HB]
AISI 304	702	305	57	148

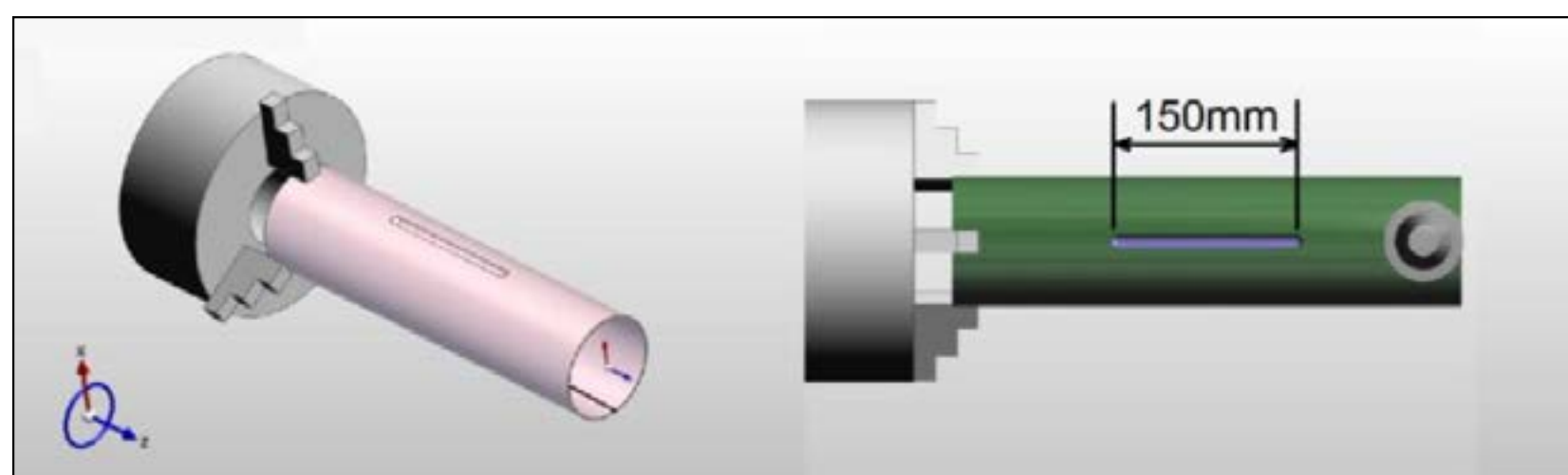
Para os ensaios, a máquina utilizada foi um Torno CNC da marca ROMI modelo GL 350M (Figura 4a), a escolha foi definida por alguns fatores importantes como o tamanho da peça e os esforços suportados pela máquina. O componente a ser estampado foi fixado as castanhas e ao contraponto da máquina com auxílio de buchas de apoio (Figura 4b).

A ferramenta utilizada para execução do processo possui uma geometria com ponta esférica polida, com diâmetro de 10 mm, fabricada em aço AISI 52100 temperado e revenido para uma dureza superficial de 60 HRC (Figura 4c). Além dos dispositivos físicos descritos, a modelagem do corpo de prova e a programação da máquina CNC foram realizadas com os softwares CAD e CAM, respectivamente.



**Figura 4:** a) Torno CNC utilizado nos ensaios. b) Sistema de fixação. c) Ferramenta utilizada.

Para o estudo proposto realizaram-se ensaios em triplicata, sendo eles com o deslocamento da ferramenta no sentido longitudinal do tubo e um percurso de conformação de 150 mm, com o lado da área conformada contrária a costura (Figura 5). Os parâmetros de programação atribuídos mantinham a ferramenta em rotação nula, com avanço lateral e vertical de 16.67 mm/s, incremento de 0.3 mm com movimento otimizado e uma profundidade total programa de 45 mm. De modo a reduzir o atrito durante o processo, foi aplicado na área a ser estampada uma graxa do tipo sabão, a base de lítio com bissulfeto de molibdênio grafitada, com consistência 2 na escala NLGI (*National Grease Lubricating Institute*).



**Figura 5:** Perfil programado.

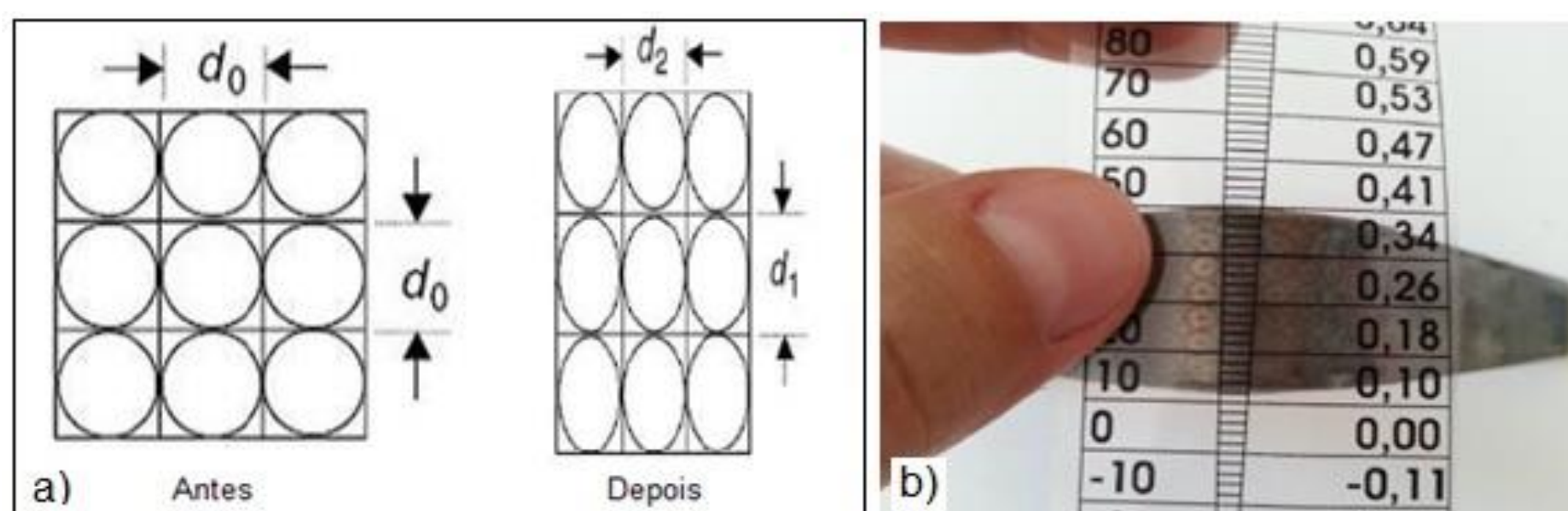


Para determinação experimental da CLC foi utilizada a técnica de visioplasticidade, onde foi gravado por meio eletroquímico uma grade de círculos com 2.5 mm de diâmetro na superfície interna do tubo, antes da estampagem (Figura 6).



**Figura 6:** Gravação da grade de círculos na superfície do tubo.

Após a execução da conformação, os círculos gravados no tubo têm seus diâmetros deformados e transformam-se em pequenas elipses (Figura 7a). Estes com auxílio de uma grade impressa, que corresponde a uma escala com os valores de alongamento dos círculos gravados (Figura 7b), foram dimensionados e através dos cálculos de deformações verdadeiras representados pela Equação 1 e 2 foram utilizados para traçar a curva limite de conformação.



**Figura 7:** a) Representação dos círculos gravados antes e depois da deformação. b) Grade utilizada para determinar o alongamento dos círculos após a deformação. Adaptado de [19].

Desta maneira, as deformações verdadeiras são calculadas através de:

a)  $\varphi_1$  é a deformação verdadeira na direção “ $d_1$ ”:

$$\varphi_1 = \ln\left(\frac{d_1}{d_0}\right) \quad (1)$$

b)  $\varphi_2$  é a deformação verdadeira na direção “ $d_2$ ”:

$$\varphi_2 = \ln\left(\frac{d_2}{d_0}\right) \quad (2)$$

Onde:

$d_0$  = Diâmetro inicial do círculo impresso;

$d_1$  = Diâmetro do círculo impresso, longitudinal à direção de estiramento;

$d_2$  = Diâmetro do círculo impresso, transversal à direção do estiramento;

Para determinar a deformação ocasionada na espessura ( $\varphi_3$ ) e a espessura final após o processo de conformação foi utilizado a lei da constância de volume e o cálculo da espessura final, representados respectivamente pelas equações 3 e 4.

a) Lei da constância de volume:

$$\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3 = 0 \quad (3)$$

b) Cálculo da espessura final:

$$S_1 = e (\varphi_3)^{S_0} \quad (4)$$

Onde:

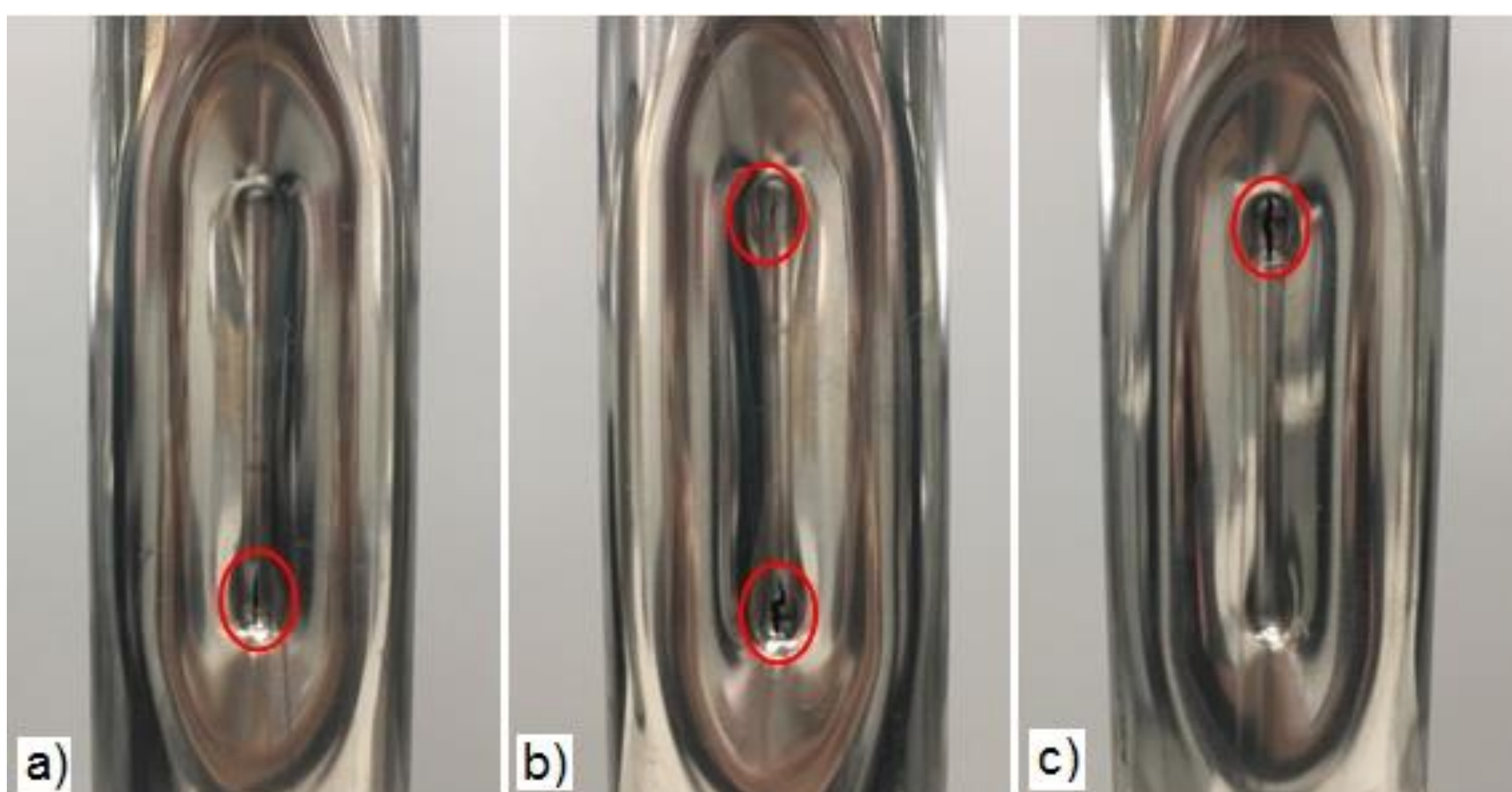
$S_0$  = Espessura inicial da chapa;

$S_1$  = Espessura final da chapa;

$\varphi_3$  = Deformação na espessura.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Na Figura 8 são apresentadas as geometrias obtidas nos ensaios, no qual se comportaram de forma semelhante e obtiveram resultados próximos, permitindo realizar a conformação até a profundidade de falha do material. Assim como identificado por Silva et al. [4], em ambos os testes o local em que ocorreu maior deformação e conseqüentemente a ruptura do material foi no ponto de incremento da ferramenta, identificados pela área circulado em vermelho.



**Figura 8:** a) Ensaio 1. b) Ensaio 2. c) Ensaio 3.

Através da análise dos ensaios realizados, foi construída a Tabela 2. Nesta foram adicionados os resultados dos três experimentos, como a profundidade em que ocorreu a falha do material ( $h_1$ ), a maior deformação no comprimento ( $\varphi_1$ ), a maior deformação na largura ( $\varphi_2$ ), e a deformação na espessura ( $\varphi_3$ ).

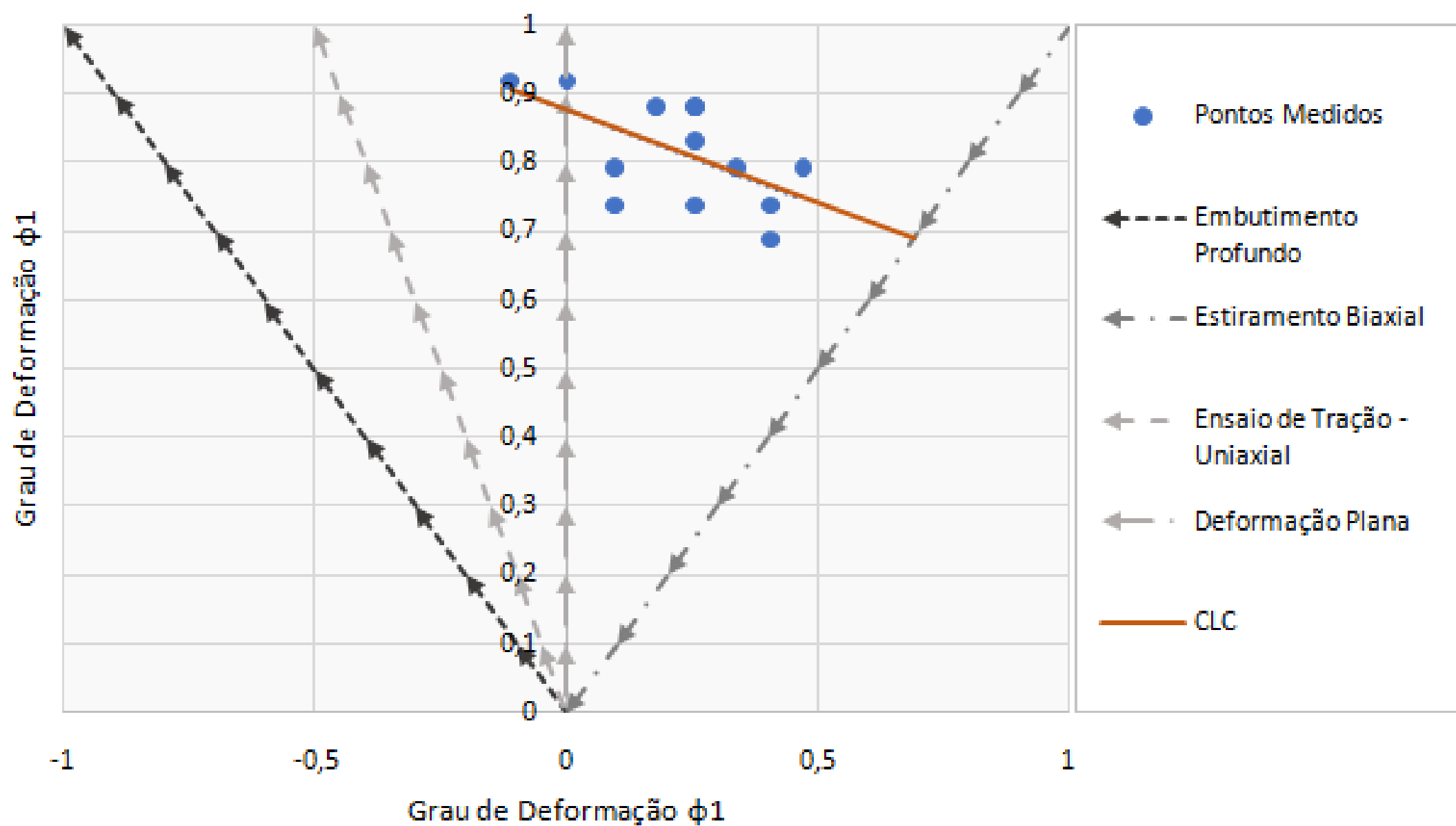
**Tabela 2:** Resultados dos Ensaios de Estampagem Incremental.

Nº	$h_1$ [mm]	$\varphi_1$	$\varphi_2$	$\varphi_3$
1	27,6	0,83	0,26	-1,09
2	27,9	0,88	0,26	-1,14
3	27,3	0,74	0,41	-1,15

A profundidade em que ocorreu a falha do material ( $h_1$ ), foi determinada de acordo com a profundidade de deslocamento da máquina, registrada no painel do Torno CNC no instante em que ocorreu a ruptura do material em cada ensaio, variando de 27,3 mm a 27,9 mm. A deformação ocasionada na espessura do tubo ( $\varphi_3$ ) foi calculada posteriormente através da lei da constância de volumes (equação 4), esta determina que o somatório das deformações deve ser nulo. Logo, obtendo as deformações  $\varphi_1$  e  $\varphi_2$  foi possível determinar a espessura final no ponto de maior deformação em cada ensaio.



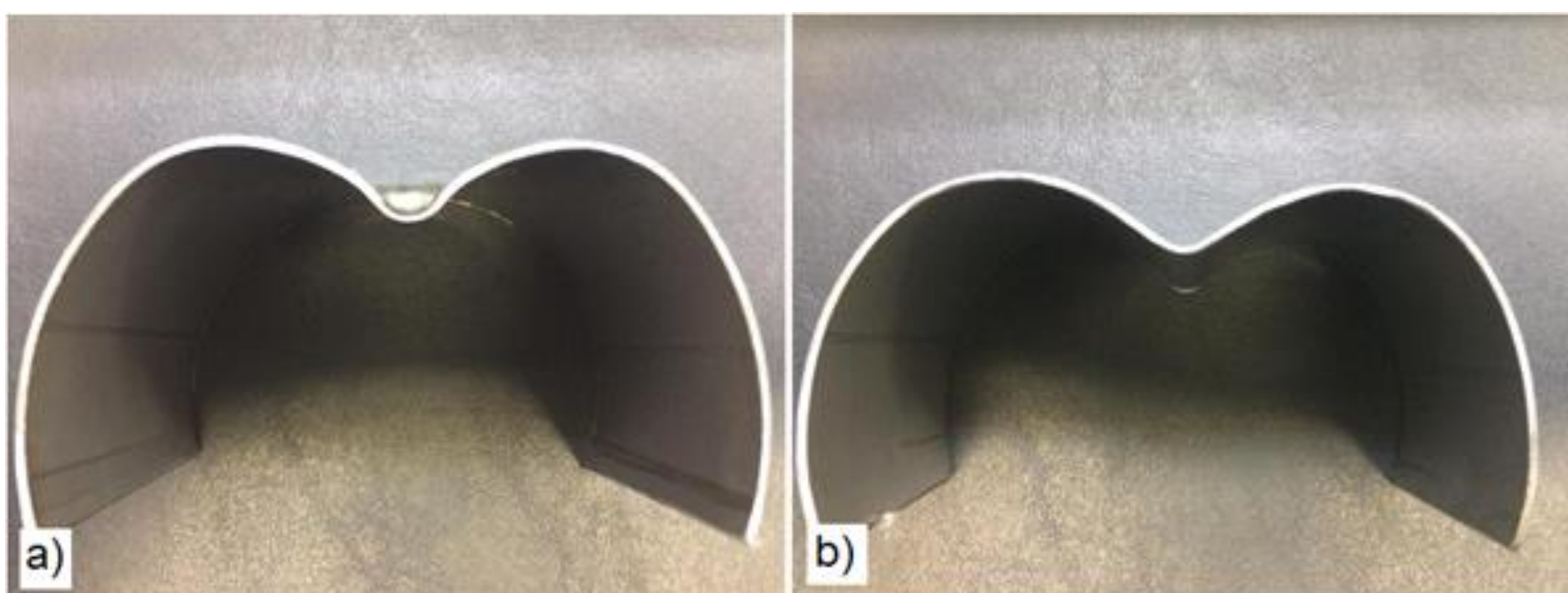
Com base nos dados obtidos nos ensaios foi possível agrupar as deformações verdadeiras ( $\varphi_1$  e  $\varphi_2$ ) próximas a ruptura e plotar no diagrama de deformações, assim obtendo a Curva Limite de Conformação do material e processo utilizado (Figura 9).



**Figura 9:** Curva Limite de Conformação para o processo e material utilizado.

A partir do gráfico, é possível prever qual é a combinação das deformações principais que causarão a ruptura do material. A região abaixo da reta plotada é a zona de segurança do processo e material ensaiado, onde não ocorrerão falhas, consequentemente a região acima da reta representa a zona crítica do material, onde ocorrerá a ruptura. Comparando a CLC obtida no processo de estampagem incremental aplicado a uma geometria tubular com estudos realizados em chapas planas, nota-se um comportamento similar, uma reta com inclinação negativa na região de estiramento.

Outro ponto observado na geometria após a finalização dos ensaios foi a variação da espessura ao longo do perfil conformado, onde os locais de incremento da ferramenta apresentaram um afinamento consideravelmente maior do que o restante da geometria (Figura 10). Isso pode ser explicado devido às deformações ocorridas no ponto de incremento serem mais críticas, com a presença de estiramento Biaxial e deformação Plana. Já na região central do perfil as deformações apresentaram um comportamento entre Deformação Plana e Uniaxial.



**Figura 10:** a) Espessura no local de incremento. b) Espessura no centro do perfil.

A fim de evidenciar a dispersão entre as espessuras no centro do perfil e no local de incremento da ferramenta foi construída a Tabela 3. Nela estão identificadas as espessuras ( $S_1$ ) encontradas nos três ensaios, calculadas através da Equação 5.

**Tabela 3:** Comparação entre espessuras.

Nº	$S_1$ no Ponto de Incremento [mm]	$S_1$ no Centro do Perfil [mm]
1	0,40	0,85
2	0,38	0,72
3	0,38	0,77

#### 4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Neste estudo escolhe-se aplicar o método de estampagem incremental em uma geometria tubular a fim de avaliar as deformações e determinar a Curva Limite de Conformação para o material e processo utilizado. As análises foram realizadas através de três ensaios, mantendo os mesmos parâmetros de conformação.

Como resultado desse trabalho verificou-se uma tendência de planificação do tubo durante o processo de estampagem ocasionando uma deformação fora da região da trajetória da ferramenta. Para viabilizar o processo é fundamental controlar estas deformações, a fim de não descaracterizar a geometria projetada.

Também evidenciasse que o método de visioelasticidade e os cálculos utilizados para determinar as deformações verdadeiras atenderam o propósito do trabalho, permitindo identificar a deformação máxima suportada pelo material no local de incremento. Contudo não foi possível determinar as deformações verdadeiras ocasionadas na área achatada do tubo, já que os locais em que ocorreram estas deformações não estavam marcados com a grade de círculos.

Pode-se concluir que o método de estampagem incremental de ponto simples utilizado no estudo atendeu ao objetivo do trabalho, possibilitando o modelamento da Curva Limite de Conformação para o material e processo proposto, podendo este ser utilizado como parâmetro de estampagem e para desenvolvimentos futuros. Entretanto em questão da qualidade da superfície gerada nota-se visivelmente que não é um método recomendável, visto que devido a tendência de planificação do tubo durante o processo de estampagem ocorreu deformações indesejáveis fora do perfil programado.

O estudo realizado sobre ISF aplicado em geometria tubular pode ser considerado uma contribuição metodológica e experimental para o meio acadêmico e industrial. Desta forma, para trabalhos futuros sugere-se a aplicação de outros métodos de estampagem incremental em geometrias tubulares, com a finalidade de evitar a deformação em áreas não previstas e ocasionadas pelo achatamento e planificação do tubo.

#### 5. REFERÊNCIAS

- [1] TIBURI, F. **Aspectos Do Processo De Estampagem Incremental**. 96 f. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2007.
- [2] HIRT, G.; AMES, J.; BAMBACH, M. Economical and ecological benefits of CNC incremental sheet forming (ifs). **Institute of Materials Science/Precision Forming (LWP)**, 2003.
- [3] SILVA, P. J. da. **Estampagem incremental utilizada para prototipagem de peças de aço ABNT 1008 e ABNT 304**. 129 f. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Tecnologia Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, 2011.
- [4] SILVA, R. C. da.; REIS, C. G. dos.; SCHAEFFER, L. Análise do processo de estampagem incremental aplicado em uma geometria tubular. **38th SENAFOR**, Porto Alegre, RS, Brasil, 2018.



- [5] LOPES, T. F. R. S. **Estampagem incremental: compensação do retorno elástico e análise à rotura**. 156 f. Dissertação (Mestrado) – Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto 2013.
- [6] MICARI, F.; AMBROGIO, G.; FILICE, L. Shape and dimensional accuracy in single point incremental forming: state of art and future trends. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 191, p. 390-395, 2007.
- [7] LORA, F. A. **Avaliação das deformações no aço DC04 quando submetido ao processo híbrido de estampagem incremental posterior ao processo convencional**. 116 f. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.
- [8] JESWIET, J. Incremental single point forming. **Trans. of North American Manufacturing Research institute NAMRC**, v. 29, n. 22-25, p. 75-79, 2001.
- [9] CASTELAN, J. **Utilização das tecnologias CAD/CAM para estampagem incremental do alumínio série 1000**. 93 f. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2007.
- [10] KOPAC, J. KAMPUS, Z. Incremental sheet metal forming on CNC-milling machinetool. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 162-163, p. 622-628, 2005.
- [11] KIM T. J.; YANG D. Y. Improvement of Formability for The Incremental Sheet Metal Forming Process. **International Journal of Mechanical Sciences**, n. 42, p. 1271-1286, 2000.
- [12] LORA, F. A. **Avaliação das deformações no aço DC04 quando submetido ao processo híbrido de estampagem incremental posterior ao processo convencional**. 116 f. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.
- [13] SCHAEFFER, L. **Conformação de chapas metálicas**. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2004. 200p
- [14] PANICH, S.; BARLAT, F.; UTHAISANGSUK, V.; SURANUNTCHAI, S.; JIRATHEARANAT, S. Experimental and theoretical formability analysis using strain and stress based forming limit diagram for advanced high strength steels. **Materials and Design**, v. 51, p. 756-766, 2013.
- [15] SCHAEFFER, L.; NUNES, R. M.; BRITO, A. M. G. **Tecnologia da estampagem de chapas metálicas**. Porto Alegre: Gráfica da UFRGS, 2017.
- [16] EGLAN, S. S. Neto. **Desenvolvimento do processo de construção de curvas limite de conformação**. Dissertação (Mestrado Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2004.
- [17] SANTOS, R. A. dos.; TIGRINHO, L. M. V.; RAVILSON A. C. FILHO; MARCONDES, P. V. P. Avaliação da curva limite de conformação usando o teste de Marciniak comparando com teste de Nakazima para avaliação de chapa de aço de alta estampabilidade. Abril/2007, **4º COBEF – Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Estância de São Pedro, SP, Brasil, 2007.
- [18] KUANG-HUA, C. Sheet metal forming simulation product manufacturing and cost estimating using CAD/CAE. **The Computer Aided Engineering Design Series**, p. 133-190. 2013.
- [19] FREES, M. V. S. **Avaliações sobre o processo de dobramento do aço NBR 6656**. 100 f. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017.

## **“CARACTERIAÇÃO DE ATRITO E LUBRIFICAÇÃO PARA SIMULAÇÃO DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS”**

A Tribologia, o atrito e lubrificação desempenham um papel fundamental na produção de peças de chapas metálicas com alta qualidade. Na simulação para conformação, muitas das vezes são adotados valores convencionais para o coeficiente de atrito o que acaba limitando a correlação dos resultados da simulação para a realidade. Por consequência, muitas empresas estão cada vez mais gastando esforços para contabilizar esses efeitos tribológicos para atingir um nível maior de precisão na simulação para conformação de chapas metálicas.

Nesta palestra tentaremos responder duas interessantes questões:

- 1. Por que devemos caracterizar o atrito de forma criteriosa para a simulação?**
- 2. Como podemos caracterizar o atrito para a simulação?**

## **“FRICTION AND LUBRICATION MODELING IN SHEET METAL FORMING SIMULATION”**

Tribology, friction and lubrication play a key role in the production of high-quality sheet metal parts. In forming simulations, often a constant value for the friction coefficient is used which limits the overall simulation accuracy. Therefore, many companies are increasingly spending efforts on accurately accounting for these tribological effects so to achieve a new level of stamping simulation accuracy.

This seminar will try to answer 2 questions for you.

- 1. Why should I model friction?**
- 2. How can I model friction?**





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Effect of preheating on weldability and mechanical properties of press hardened 22MnB5 + NbMo steels

*Efeito do pré-aquecimento na soldabilidade e nas propriedades mecânicas dos aços 22MnB5 + NbMo estampados à quente*

Daniela Bertol <sup>(1)</sup>

Diego Tolotti <sup>(2)</sup>

Tiago Führ <sup>(3)</sup>

João Henrique Corrêa de Souza <sup>(4)</sup>

Deocleber Jorge Radke Padilha <sup>(5)</sup>

### ABSTRACT

The hot forming of high strength steels offers the possibility of achieving significant weight reduction without compromising the structural performance of stamped parts, which makes this process so attractive to the automotive industry. However, the application of this conformation process is still industrially restricted due to the lack of knowledge about mechanical and microstructural characteristics of high temperature plates and process parameters. This paper presents a study of the mechanical and microstructural properties of the 22MnB5 and 22MnB5 + Nb + Mo alloys when hot formed, evaluating the effect of the alloying elements in the microstructure, through metallographic analysis, as well as in the mechanical properties and weldability of these steels.

**Key words — Stamping, hot forming, presshardening, weldability.**

### 1. INTRODUCTION

Good safety performance coupled with reduced costs and reduced environmental impacts are increasingly strong concepts within the automotive industry, which sums up the biggest challenges in the steel industry as well. After years of continuous metallurgical evolution have led to the advent of advanced high strength steels (AHSS), which seek to reconcile higher mechanical strength of the plates with minimum losses in their formability [1]. The main problem, however, is not in the formability, but rather in the elastic springback due to the residual stresses that occur during the stamping, a very pronounced effect on AHSS steel plates [2].

In this context the hot stamping process has arisen, where the sheet of a material such as the 22MnB5 alloy is heated to a temperature of about 950°C, or until it reaches complete austenitization, and thereafter is placed in a refrigerated tool for forming and tempering, practically simultaneously [3]. Since under higher temperatures are activated the crystallographic planes of slippage of the dislocations, making their migration easier, it is observed the softening of the material and increase of its ductility. Immediately after stamping the sheet is generally tempered, which gives it high mechanical strength. The combination of the 22MnB5 alloy with micro alloying elements such as Nb and Mo allows higher pre-austenitic grain refining and greater hardness and temperability of the sheet [4] [5].

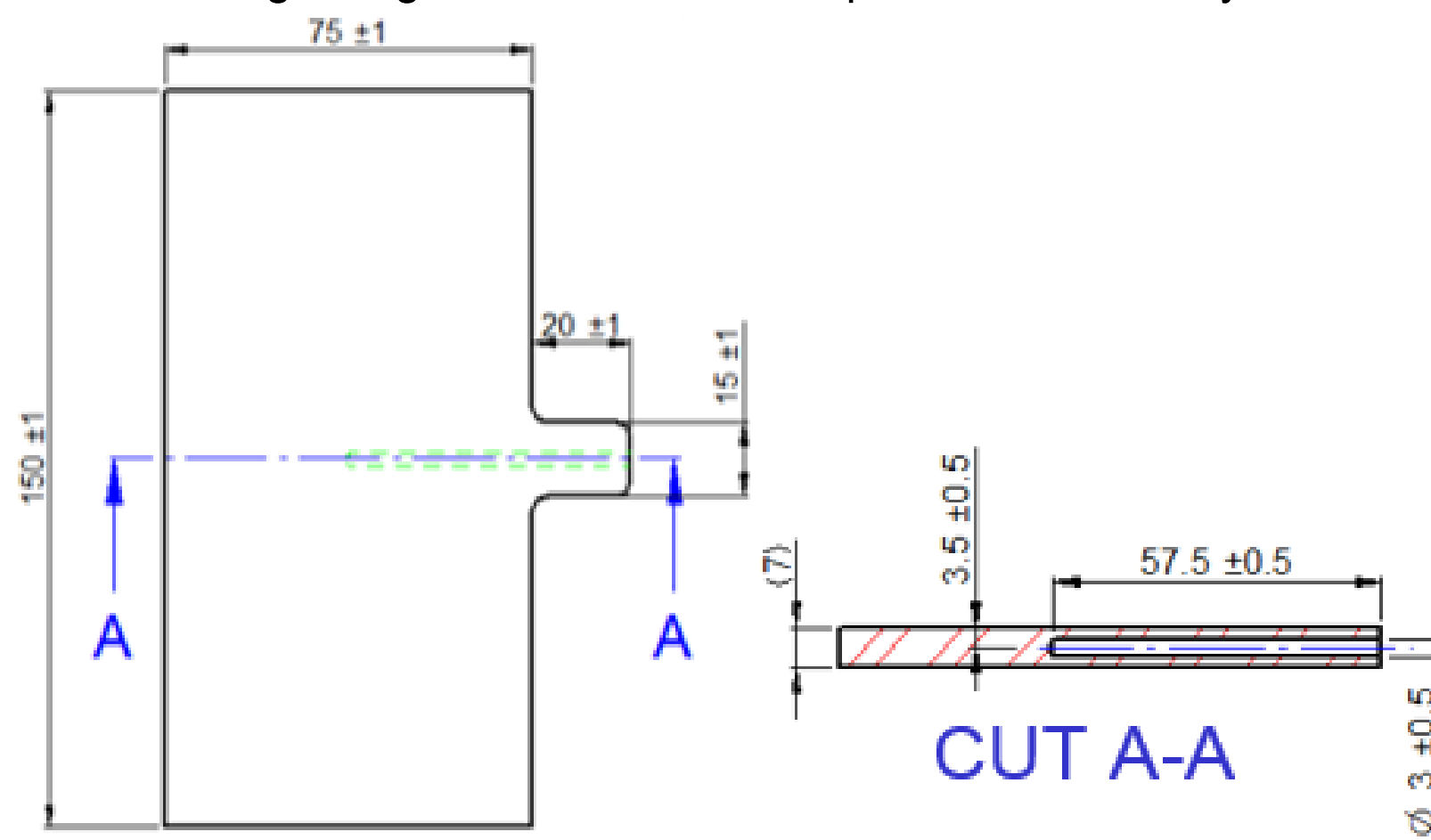
Despite the complexity involved in the manufacture of hot-stamped parts (and considerable energy consumption), it is possible to achieve significant reductions in the vehicle structure mass and

increases up to 4 times the mechanical strength of the plates. Within the presented context, the objective of this paper is to bring to the discussion some work developed in the R&D department of Bruning Tecnometal with the objective of mastering the technique of manufacturing and welding hot stamped thick plates.

## 2. MATERIALS AND METHODS

### 2.1 PHS alloy

The alloy used in this study was 22MnB5 steel, with additions of Nb+Mo, 7 mm of thickness, and with geometry defined according to Figure 1. Chemical composition of the alloy is shown in Table 1.



**Figure 1:** Samples dimensions used for the study.

**Table 1:** Chemical composition of 22MnB5 + Nb+Mo alloy.

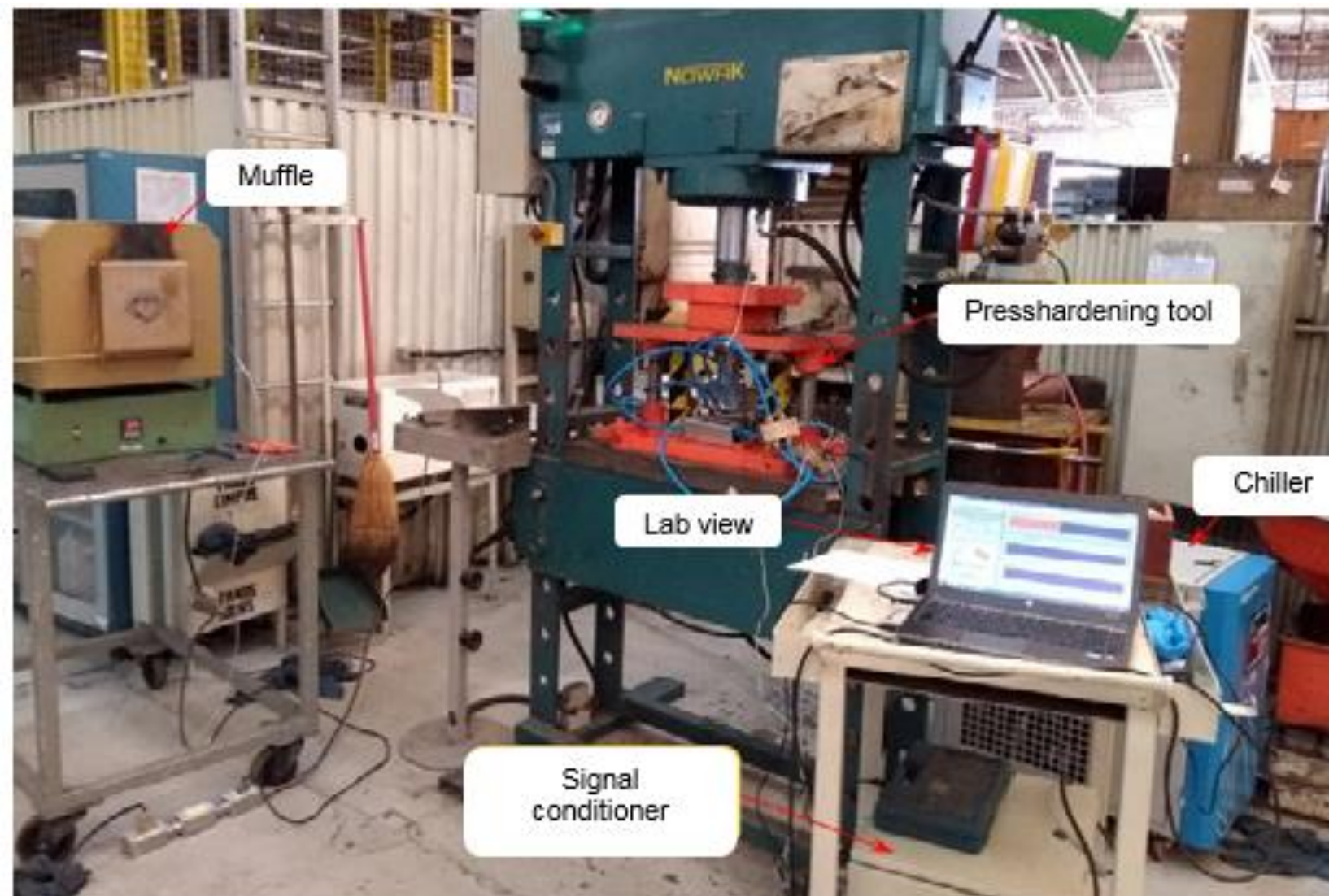
Material	Chemical composition (w %)												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	Al	B	N
<b>22MnB5 + Nb+Mo</b>	0,22	0,17	1,17	0,008	0,004	0,25	<0,1	0,16	0,03	0,047	0,014	0,002	0,005

In the center of the samples were left parts of material of 15 mm x 20 mm size to facilitate handling in the furnace and stamping tool. Also, a hole of 3 mm diameter and 57.5 mm in depth was made for insertion of the thermocouple to control the temperature of the specimens in the heating steps in the oven and forming in the press.

### 2.2. Presshardening tool and parameters

The tool consists of a matrix with cooling channels where it is supported by a spherical contact base, which helps to ensure a uniform contact pressure between the die, punch and test piece. To obtain the temperature data, 3 thermocouples of type K were used, one thermocouple being in the specimen body of the plate, one in the punch and the other in the matrix. The thermocouples have a temperature measuring range ranging from 0°C to 1200°C, the reception of the thermocouple signals was through a signal conditioner and the reading was given by the Labview software. For this work a 100T hydraulic press was used, model TM 100 of the manufacturer Nowak, a high temperature muffle type model 3436 from the manufacturer Formitec, a chiller water chiller model R134-a from the manufacturer Maqtermo. Details of the apparatus used for the test can be seen in Figure 2.





**Figure 2:** Detail of the equipment used.

The austenitization is a prerequisite for obtaining a total martensitic transformation during quenching in the presshardening process. According to the phase diagram of the 22MnB5 steel the temperatures  $A_{c1}$  and  $A_{c3}$  of the 22MnB5 steel are  $740^{\circ}\text{C}$  and  $860^{\circ}\text{C}$ , respectively, so a temperature higher than the  $A_{c3}$  must be applied to heat the blank for the hot stamping process [6]. In order to avoid bainitic transformation, the cooling rate must be at least  $27^{\circ}\text{C/s}$ , this critical cooling rate allows a fully martensitic final microstructure [7] [8]. Process parameters are shown in Table 2.

**Table 2:** Presshardening parameters.

Soaking temperature ( $^{\circ}\text{C}$ )	Soaking time (min)	fluid flow in the cooling channels (l/min)	Contact pressure (MPa)	Press force (Ton.)	Cooling channels temperature ( $^{\circ}\text{C}$ )
950	5	13	70	78,75	5

After the presshardening process, the specimens were covered with a thin layer of mill scale. In that case, a brushing process before the weld was performed, in order to reduce the instability of the electric arc, avoiding problems like porosity in the welded cord.

### 2.3 Welding parameters

In order to define the GMAW welding parameters, preliminary tests were taken by varying the welding current values of these samples. The tests were carried out using the Böhler X 70-IG solid wire, with 1,2 mm diameter, whose classification defined by the AWS Standard A5.28 is ER110S-G. Welding velocity was 380 mm/min, with wire velocity of 11,6 m/min and weld joint gap of 3 mm. The protective gas used was 10%  $\text{CO}_2$  + 90% Ar, with flow of 15 L/min.

The welding of the plates for later removal of the specimens was performed with two preheating conditions, and defined based on the preliminary tests. The welds' evaluation was the object of this study. Table 3 summarizes the proposed conditions and the main variables involved.

**Table 3:** Welding parameters.

Condition	Base metal	Weld metal	Current (A)	Voltage (V)	Preheating ( $^{\circ}\text{C}$ )
1	22MnB5 + Nb+Mo	Böhler X 70-IG	270	25,2	-
2					350

Several evaluations and tests were carried out to study and understand the main variables

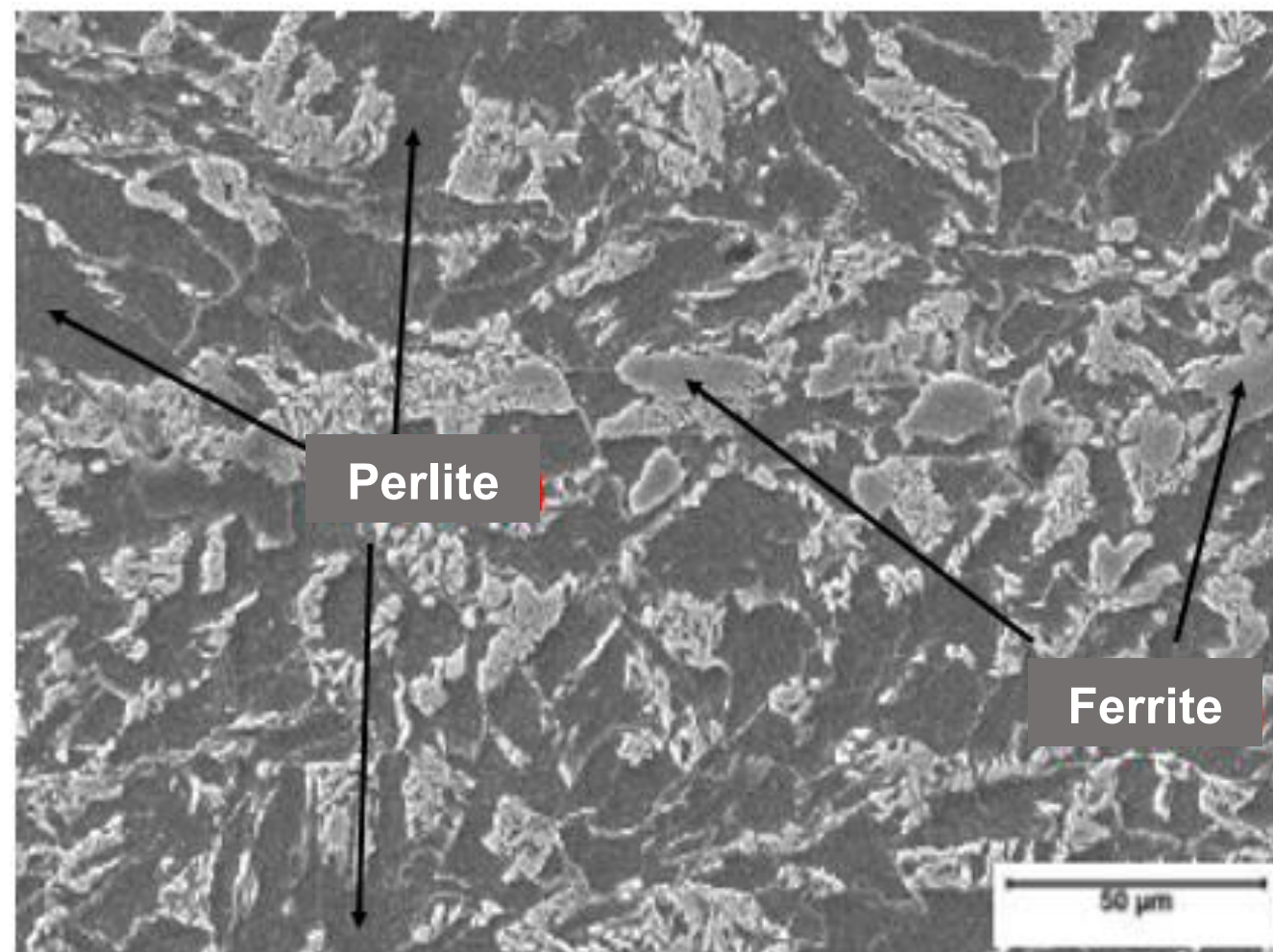


involved in the welding process of 22MnB5 + Nb+Mo material. The main analysis and evaluations were microstructural characterization and tensile test.

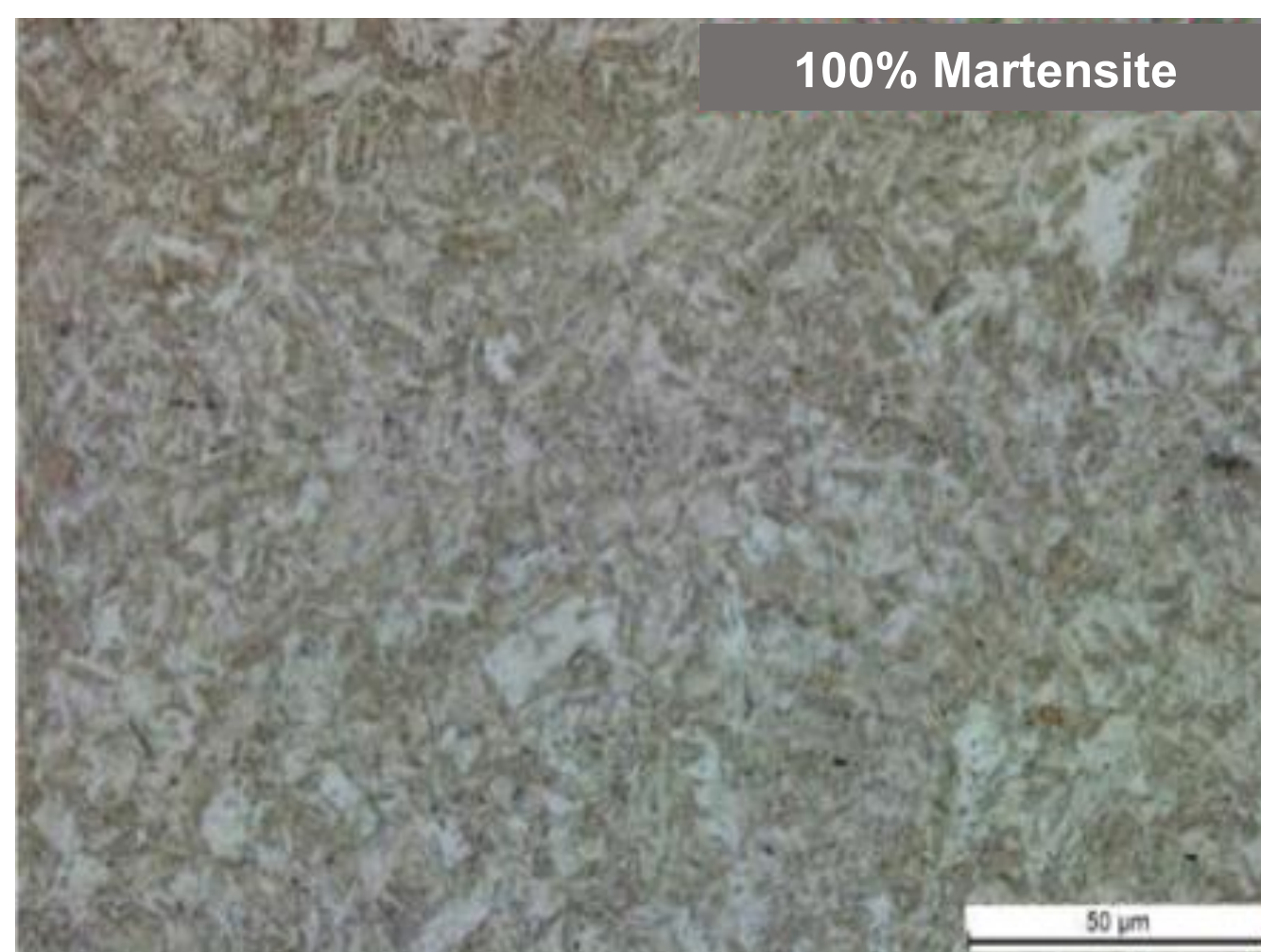
### 3. RESULTS AND DISCUSSIONS

#### 3.1 Microstructural characterization

The results of the microstructural analysis of the raw material before and after hot processing are shown in Figure 3 and 4, respectively.



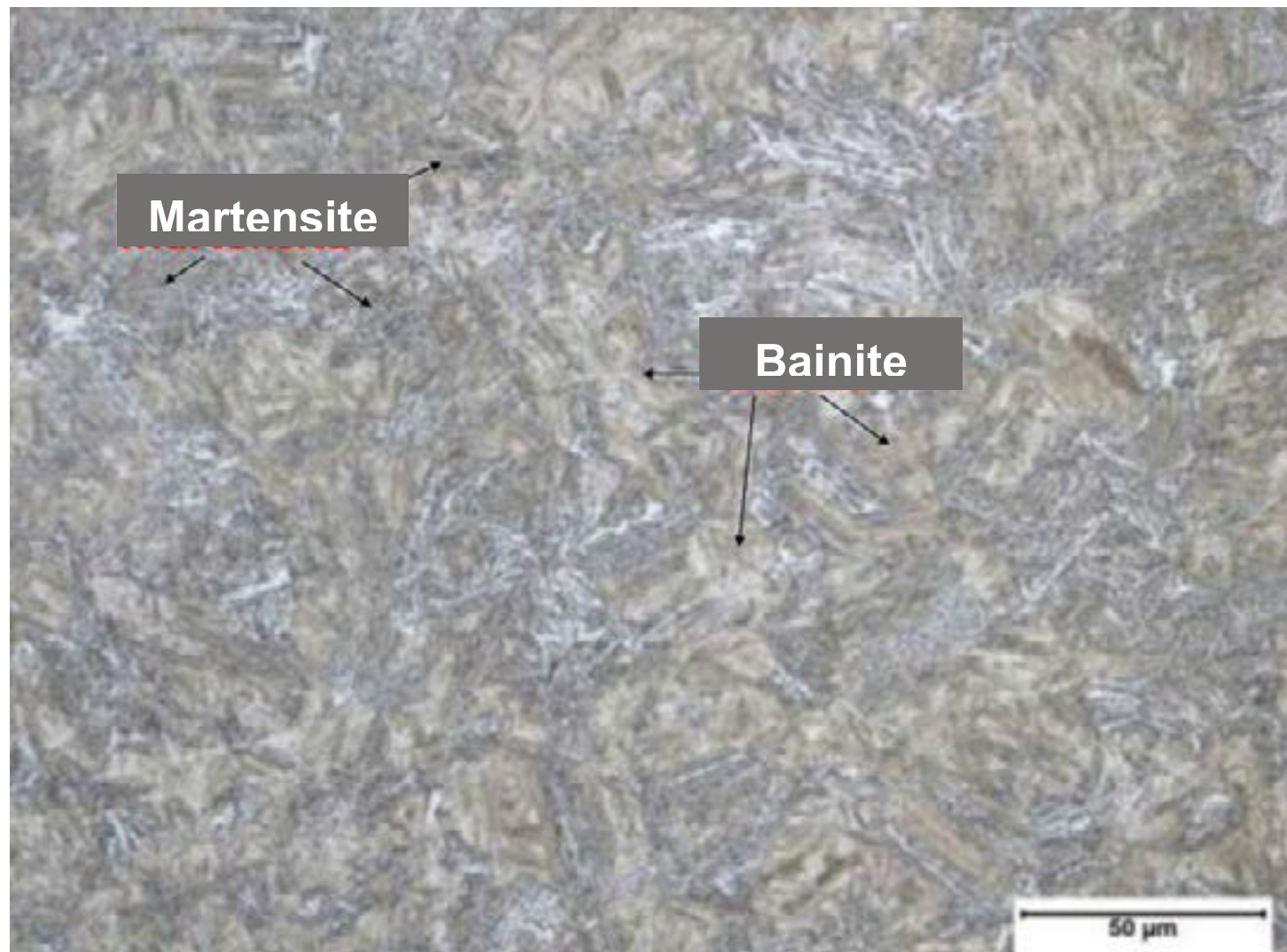
**Figure 3:** Microstructure of 22MnB5 + Nb+Mo steel before presshardening (5000x).



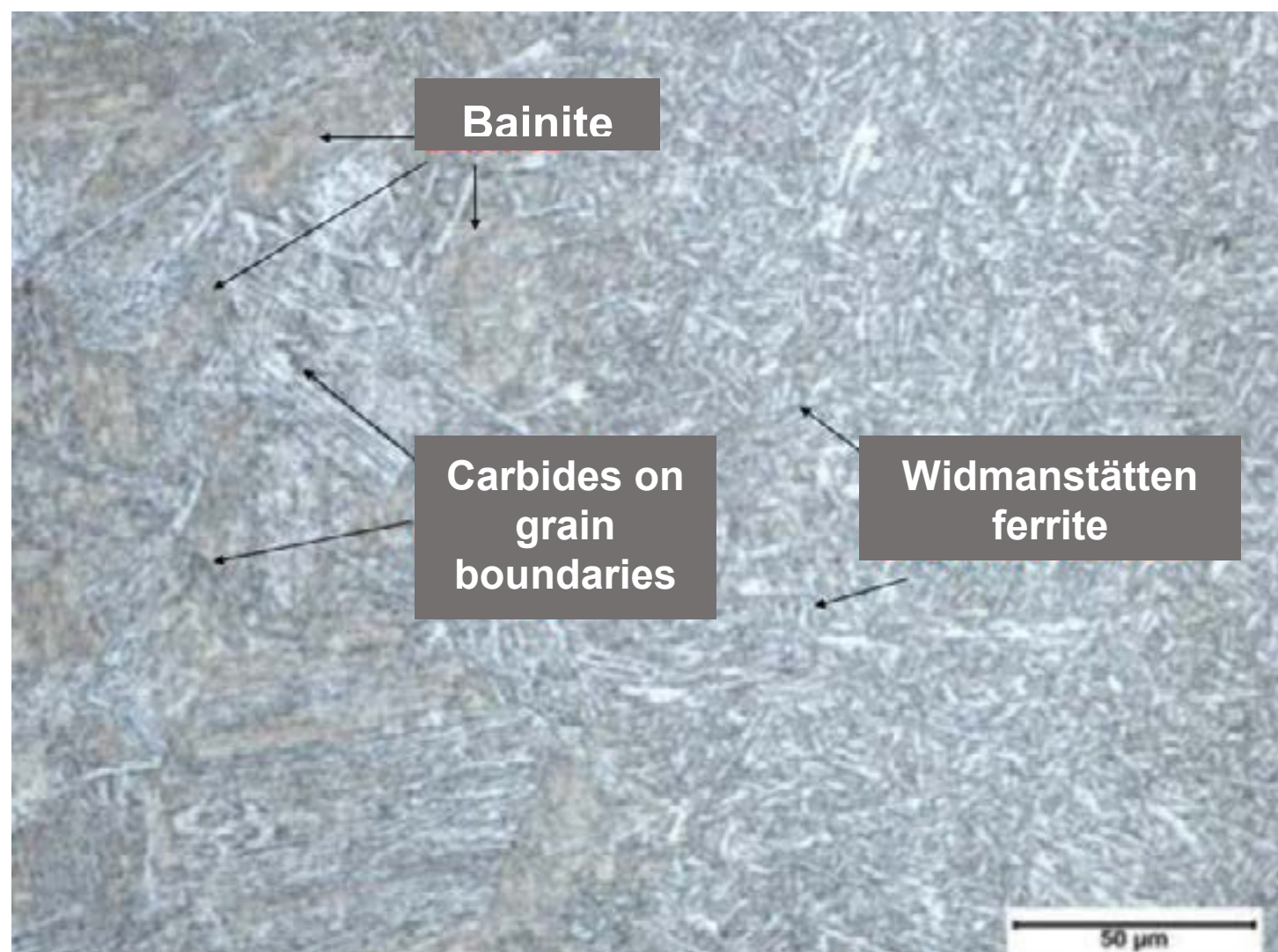
**Figure 4:** Microstructure of 22MnB5 + Nb+Mo steel after presshardening (5000x).

Through this analysis it was possible to notice that the microstructure of 22MnB5 + Nb+Mo in its initial condition is composed of a mixture of ferrite and pearlite, while the base material after the hot stamping process revealed a refined microstructure composed entirely of martensite, revealing that our presshardening process was successful. The microstructural analysis of TAZ and the limit region between weld metal and TAZ for condition 1 are shown in Figures 5 and 6, while for condition 2 are shown in Figures 7 and 8.



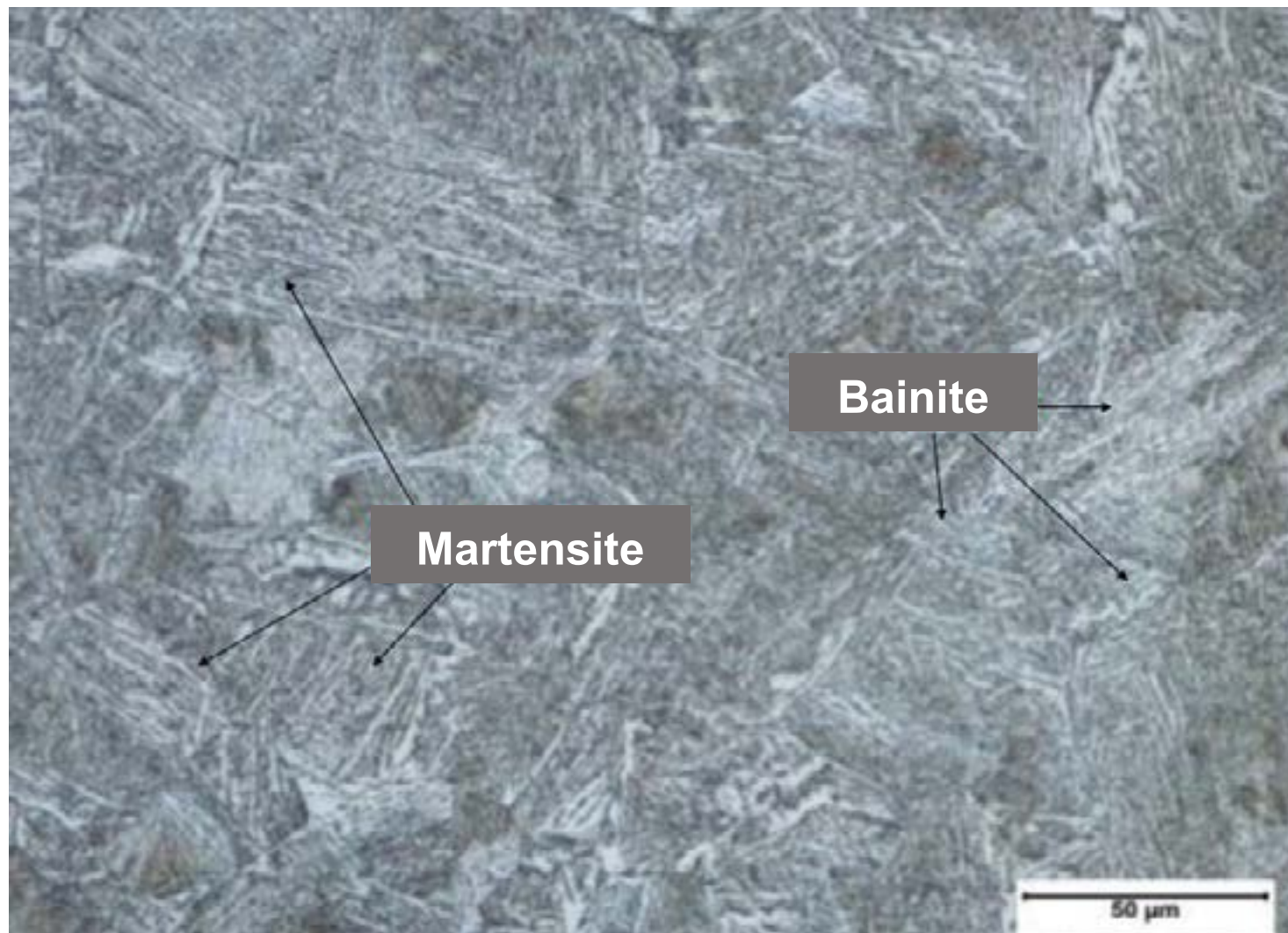


**Figure 5:** Micrographic analysis showing the microstructure of TAZ for condition 1.

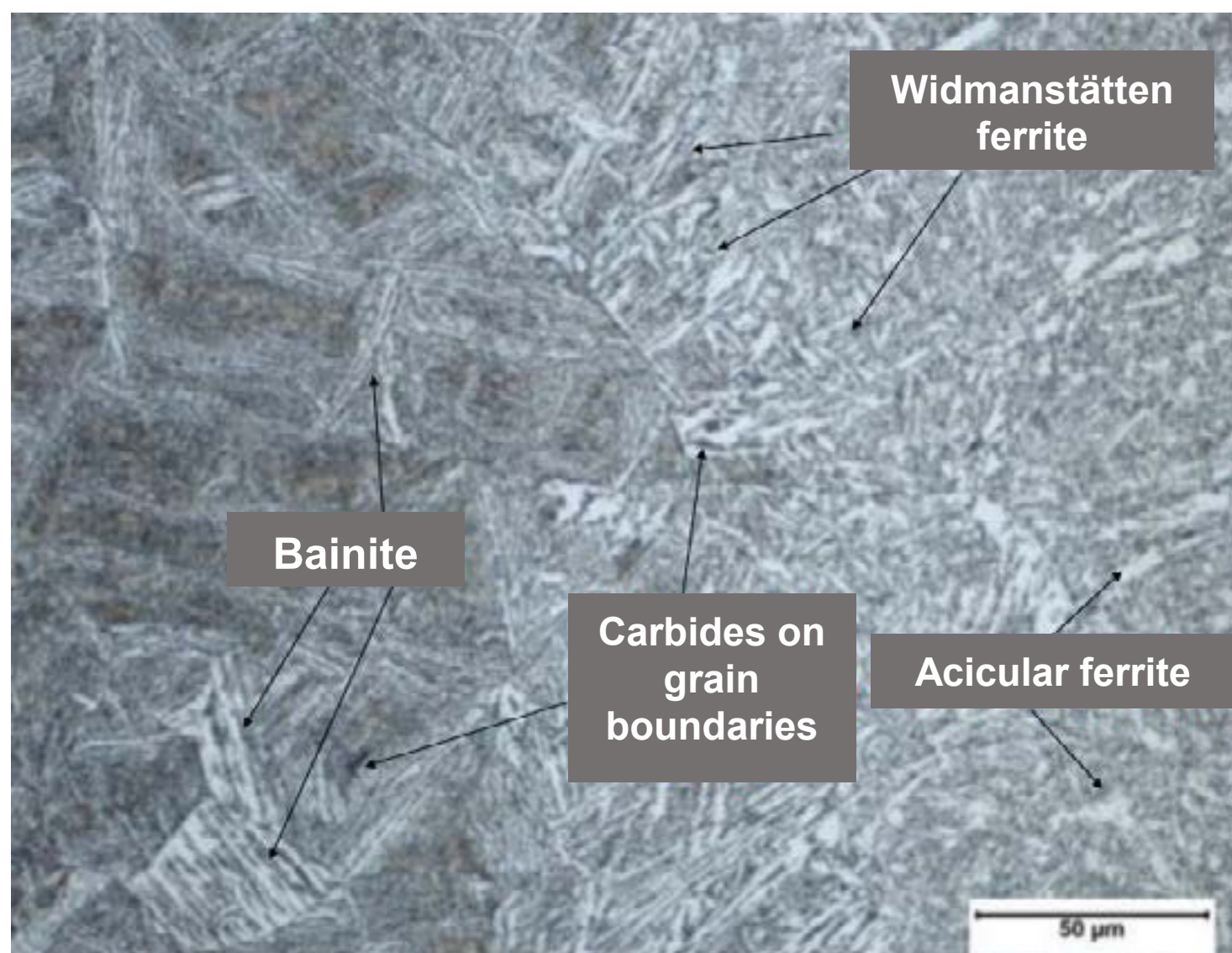


**Figure 6:** Micrographic analysis at the boundary between the weld metal and the TAZ for condition 1.





**Figure 7:** Micrographic analysis showing the microstructure of TAZ for condition 2.



**Figure 8:** Micrographic analysis at the boundary between the weld metal and the TAZ for condition 2.

### 3.2 Tensile test

The tensile tests were carried out to evaluate the maximum tensile strength, yield strength and elongation for all test conditions, in order to evaluate the mechanical behavior of welds and to verify the best welding condition. The results of the tensile tests of the base material prior to and after the hot stamping process, as well as the welded conditions results, are shown in Table 4. All samples ruptured in the TAZ region.

**Table 4:** Tensile test results.

Material condition	Mechanical properties		
	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)
Before presshardening	770	630	19,5
After hot stamping	1465	1075	10,2
Welding condition 1	968	779	8,6
Welding condition 2	880	657	9,8



#### 4. CONCLUSIONS

Through an adequate design of the conformation tool, more specifically of the cooling fluid ducts and the fluid temperature, we can predict the kinetics of phase transformation, since literature predicts that a cooling rate of at least 27 °C/s allows a fully martensitic final microstructure to be obtained. It is observed through all the results that the hot forming process met the necessary conditions, propitiating the martensitic microstructure fully of the specimen.

In the tensile tests results, it was verified that condition 1 of the study presented the best results in the tensile strength and yield stress, but presented less elongation. With the preheating of welding condition 2, the tensile strength decreases when compared to sample welded without preheating.

#### References

- [1] GORNI, A. A. Novas tendências para o processo de estampagem a quente. *Corte Conform. Met.*, 2010.
- [2] TURETTA, A.; BRUSCHI, S.; GHIOTTI, A. Investigation of 22MnB5 formability in hot stamping operations. *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 177, no. 1–3, pp. 396–400, 2006.
- [3] KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. E. A review on hot stamping. *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 15, pp. 2103–2118, 2010.
- [4] MOHRBACHER, H. Martensitic Automotive Steel Sheet - Fundamentals and Metallurgical Optimization Strategies. *Adv. Mater. Res.*, vol. 1063, pp. 130–142, 2014.
- [5] HIPPENSTIEL, F.; MOHRBACHER, H. Metallurgical Optimization of Tool Steels for Hot Stamping Press Dies. in 6th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel, 2017, no. 85, pp. 251–260.
- [6] ZHOU, J.; WANG, B. Y.; WANGHUANG, M. D.; CUI, D. Effect of hot stamping parameters on the mechanical properties and microstructure of cold-rolled 22MnB5 steel strips. *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, vol. 21, no. 6, pp. 544–555, 2014.
- [7] MATAYOSHI, T. Estampagem a quente do aço ao boro 22MnB5. Escola Politécnica - USP, 2016.
- [8] G. Venturato, M. Novella, S. Bruschi, A. Ghiotti, and R. Shivpuri, “Effects of Phase Transformation in Hot Stamping of 22MnB5 High Strength Steel,” *Procedia Eng.*, vol. 183, pp. 316–321, 2017.
- [9] A. Longhi and S. T. Button. Estampagem a quente de recortes de chapas de aços ao boro soldadas a laser. In 7<sup>o</sup> Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2013, pp. 194–196.

# **ANÁLISE DE PROCESSO DE HIDRO-CONFORMAÇÃO INCREMENTAL DE PONTO ÚNICO APLICADO A UMA CHAPA FINA DE AÇO COM BAIXO TEOR DE CARBONO**

**Renan Lopes**

Autor

Orientador (a): MSc. Eng. Cesar Gonçalves dos Reis

cesar.gdosreis@gmail.com

**Resumo:** Esse trabalho tem como finalidade abordar um estudo do processo combinado de estampagem incremental e hidro – formação (utilização de um fluido para a estampagem de peças) em uma chapa plana de aço com baixo teor de carbono, tal processo é realizado por meio da fabricação de uma cavidade na matriz onde nesta cavidade se mantém um fluido hidráulico com pressão controlada, seguido pela a fixação da chapa e após é feito a programação da geometria que será estampada neste caso analisada, seguindo é fixada em um centro de usinagem CNC e esta máquina realiza o processo de estampagem incremental, o objetivo principal é analisar o comparativo do comportamento das deformações ocorridas na chapa metálica de um processo (ISF + HF) hidro – formação incremental com um processo incremental (ISF), avaliando a viabilidade técnica do processo baseando-se nos parâmetros de: tempo, força necessária para conformação e estratégia de programação, deformações na espessura final e capacidade de manter a geometria especificada no projeto.

**Palavras-chave:** Hidro - formação incremental ( ISF + HF), chapa plana , aço de baixo carbono.



# ANALYSIS OF SINGLE-POINT INCREMENTAL HYDRO-FORMATION PROCESS APPLIED TO A LOW CARBON FINE STEEL SHEET

**Renan Moises Lopes Cabreira**

Author

renancabreira18@gmail.com

Teacher MSc. Eng. Cesar Gonçalves dos Reis

cesar.gdosreis@gmail.com

**Abstract:** The purpose of this work is to study a combined process of incremental stamping and hydroforming (use of a fluid for the stamping of parts) on a flat sheet of low carbon steel, such process being carried out by means of the manufacture of a cavity in the matrix where in this cavity a hydraulic fluid is maintained under controlled pressure, followed by the fixation of the plate and after the programming of the art is done that will be stamped in this case analyzed, following it is fixed in a CNC machining center and this machine realizes (ISF + HF) incremental hydroforming with an incremental process (ISF), evaluating the technical viability of the process, based on the incremental stamping process, the main objective is to analyze the behavior of the deformations in the metal sheet of a process (ISF + HF) in the parameters of: time, force required for conformation and programming strategy, deformations in thickness end and ability to maintain the geometry specified in the design.

**Key-words:** Incremental Stamping, Steel de baixo carbono, Machining Center.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Dispositivo de fixação .....	17
Figura 2 - Representação esquemática do processo ISF .....	18
Figura 3 - Representação método TPIF com matriz negativa .....	19
Figura 4 - Representação do método TPIP com Matriz positiva .....	19
Figura 5 - Braço Robotizado utilizado na ISF .....	21
Figura 6 - Máquinas construída para a conformação incremental .....	22
Figura 7 - Centro de Usinagem CNC Hartford G 500.....	23
Figura 8 - Ferramentas Semi esféricas com variados diâmetros e formas .....	24
Figura 9 - Ferramenta semi esférica com rolamento esférico .....	25
Figura 10 - Utilização de lubrificante no processo ISF .....	26
Figura 11 - Tipos de Estratégias no processo ISF a)Contorno b) espiral.....	28
Figura 12 - Representação do passo incremental.....	29
Figura 13 - Estimativa de Força .....	31
Figura 14 - Esquema da prensa de hidroconformação .....	34
Figura 15 – Hidroconformação matriz positiva .....	36
Figura 16 – Hidroconformação matriz negativa.....	36
Figura 17 - Dimensões do corpo de prova .....	41
Figura 18 - Gráfico Tensão x Deformação .....	42
Figura 19 - Geometria com 57° de parede A) Vista Cima B)Vista Lateral C)Vista Isométrica.....	43
Figura 20 - Gabarito de fixação .....	43
Figura 21 - Geometria com 27° de parede A) Vista Cima B)Vista Lateral C)Vista Isométrica.....	44
Figura 22 - Centro de Usinagem CNC Hartford G 500.....	45
Figura 23 – A) ferramenta roletada b) acabamento da amostra.....	46
Figura 24 - Ferramentas.....	47
Figura 25 - Graxa lubrificante .....	47
Figura 26 - estratégia de conformação ISF .....	48
Figura 27 – Esquema de controle da pressão interna.....	50
Figura 28 - Cilindros hidráulicos:.....	51
Figura 29 - Óleo hidráulico .....	52
Figura 30 - Método de calculo área de conformação .....	40



Figura 31 - Gabarito de conformação a) modelo proposto por (KUMAR, 2015) b) modelo realizado nos ensaios .....	53
Figura 32 - Goniômetro .....	54
Figura 33- Rugosímetro .....	54
Figura 34 - Paquímetro .....	54
Figura 35 - Teste 1 .....	55
Figura 36 - Teste 3 .....	56
Figura 37 - Teste 2 .....	56
Figura 38 - Teste 4 .....	57
Figura 39 - Teste 5 .....	57
Figura 40 - Teste 6 .....	58
Figura 41 - Teste 8 .....	59
Figura 42 - Teste 7 .....	59

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Materiais utilizados na ferramenta .....	25
Tabela 2 - Composição do aço de baixo carbono .....	41
Tabela 3 – Parâmetros de máquina .....	45
Tabela 4 - Tratamento térmico ferramentas .....	46
Tabela 5 – Parâmetros de ensaios.....	49
Tabela 6 - Parâmetros do cilindro hidráulico .....	51
Tabela 7 - Propriedades Do Óleo hidráulico .....	52
Tabela 8 - Resultados obtidos nos ensaios.....	60



## LISTA DE SIMBOLOS

$A_0$	Área inicial [mm <sup>2</sup> ]
$b_0$	Largura inicial [mm]
$b_1$	Largura final [mm]
$d_0$	Diâmetro inicial [mm]
$D_T$	Diâmetro da Ferramenta [mm]
$F$	Força [N]
$F_V$	Força Vertical [N]
$F_H$	Força Horizontal [N]
$F_R$	Velocidade de Avanço [mm/min]
$l_0$	Comprimento inicial [mm]
$l_1$	Comprimento final [mm]
$K_f$	Tensão de Escoamento [MPa]
$R_T$	Raio da Ferramenta [mm]
$s_0$	Espessura inicial da chapa [mm]
$s_1$	Espessura final da chapa [mm]
$S$	Rotação [RPM]
$X$	Eixo X da máquina-ferramenta [-]
$Y$	Eixo Y da máquina-ferramenta [-]
$Z$	Eixo Z da máquina-ferramenta [-]

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CAD	Desenho Assistido por Computador ( <i>Computer Aided Design</i> )
CAM	Manufatura assistida por computador ( <i>Computer Aided Manufacturing</i> )
CNC	Comando Numérico Computadorizado ( <i>Computer Numerical Control</i> )
CP	Corpo de Prova
DLC	Diagrama Limite de Conformação ( <i>Forming Limit Diagram</i> )
EI	Estampagem Incremental ( <i>Incremental Sheet Forming – ISF</i> )
ISF	Estampagem incremental em chapas ( <i>Incremental Sheet Forming</i> )
NLGI	Instituto nacional de graxas e lubrificantes ( <i>National Grease Lubricating Institute</i> ).
SPIF	Estampagem incremental de ponto simples ( <i>Single Point Incremental Forming</i> )
HF	Hidro – conformação
SAE	Associação de engenheiros automotivos ( <i>Society of Automotive Engineers</i> )



## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	<b>13</b>
<b>2. OBJETIVOS</b> .....	<b>15</b>
2.1 OBJETIVO GERAL .....	15
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	15
<b>3. REFERENCIAL TEÓRICO</b> .....	<b>16</b>
3.1 PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO DE CHAPA .....	16
3.2 PROCESSO DE ESTAMPAGEM INCREMENTAL.....	16
3.2.1 Estampagem incremental de ponto simples (SPIF) .....	17
3.2.2 Estampagem incremental de ponto duplo (DSPIF) .....	18
3.2.3 Vantagens e desvantagens da Estampagem Incremental .....	19
3.2.4 Equipamentos utilizados na estampagem incremental .....	20
3.2.4.1 Robôs.....	20
3.2.4.2 Máquinas dedicadas .....	21
3.2.4.3 Centro de Usinagem CNC.....	22
3.2.5 Ferramental utilizado na ISF .....	23
3.2.5.1 Ferramentas sólidas e semi esféricas .....	23
3.2.5.2 Ferramentas semi esféricas com rolamento esférico .....	24
3.2.6 Lubrificação no processo incremental .....	25
3.2.7 Geração da trajetória da ferramenta .....	26
3.2.7.1 CAM .....	27
3.2.7.2 Escolha da estratégia de conformação .....	28
3.2.7.3 Passo vertical .....	29
3.2.7.4 Rotação da ferramenta.....	30
3.2.7.5 Velocidade de avanço .....	30
3.2.8 Estimativa de força para processo ISF.....	30
3.2.9 Estado da arte .....	31
3.2.9.1 Geometria do produto .....	31
3.2.9.2 Características do Acabamento na Superfície .....	32
3.2.9.3 Material da geratriz.....	32
3.2.9.4 Espessura da chapa.....	33
3.3 HIDROCOMFORMAÇÃO .....	33

3.3.1	Vantagens e desvantagens da hidroconformação .....	34
3.3.2	Hidroconformação de chapas planas .....	35
3.3.2.1	Hidroconformação de baixa pressão .....	36
3.3.2.2	Estampagem profunda hidromecânica .....	37
3.3.2.3	Prensas de hidroconformação.....	37
3.4	CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA.....	38
3.4.1	Deformações da matéria prima .....	39
<b>4.</b>	<b>MATERIAL E MÉTODOS .....</b>	<b>41</b>
4.1	PRODUTO .....	41
4.1.1	Matéria Prima .....	41
4.1.2	Geometria.....	42
4.2	PROCESSO.....	44
4.2.1	Máquina .....	44
4.2.2	Ferramenta.....	45
4.2.3	Lubrificação .....	47
4.2.4	Estratégia e Parâmetros.....	48
4.2.5	Sistema de controle de Pressão hidráulica .....	50
4.2.5.1	Cilindro Hidráulico .....	50
4.2.5.2	Óleo Hidráulico.....	51
4.2.6	Gabarito de conformação (matriz de estampagem) .....	53
4.2.7	Instrumento de Medição .....	53
<b>5.</b>	<b>RESULTADOS.....</b>	<b>55</b>
5.1	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	60
<b>6.</b>	<b>CONSIDERAÇÕES FINAIS .....</b>	<b>63</b>
	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>65</b>



## 1. INTRODUÇÃO

Com a evolução global, a busca da melhoria contínua e maior competitividade as empresas procuram o desenvolvimento de novos processos e técnicas de fabricação com foco na redução de tempo, custo e aumento de qualidade.

A conformação mecânica tem um papel fundamental na indústria, pois possibilita fabricar peças com formas geométricas diversificadas, propriedades mecânicas adequadas e com uma perda mínima de material.

Apesar de diversos processos de conformação mecânica serem desenvolvidas para grandes e médios volumes de produção em alguns casos existe a necessidade de fabricação de itens unitários ou pequenos lotes de peças. Pode-se caracterizar como situação de lotes de peças pequenos a fabricação em fase de desenvolvimento de um novo produto, como por exemplo, a prototipagem. Outra situação é a fabricação de itens personalizados na qual a quantidade não justifica financeiramente o desenvolvimento de um ferramental completo (TIBURI, 2007).

Uma alternativa para fabricação dos cenários apresentados anteriormente, é o método de estampagem incremental (ISF- *Incremental Sheet Forming*), possuindo como vantagem a utilização da mesma ferramenta e dispositivo de fixação para fabricação de diversos modelos, reduzindo assim investimento. (FRITZEN, 2016).

O processo de conformação incremental é basicamente constituído de uma ferramenta de geometria simples fixada em uma máquina CNC (Comando Numérico Computadorizado), a chapa metálica é presa junto ao dispositivo de fixação chamado de prensa chapa. A conformação é realizada por meio de sucessivas deformações aplicadas localmente pela ferramenta executando pequenos deslocamentos incrementais na chapa metálica. (SILVA, 2017)

Para início do processo é necessário à definição do modelo, ou seja, suas características geométricas, dimensionais e a matéria prima. A partir da definição do modelo deve ser analisado o método de conformação incremental e a máquina a ser utilizada. Com as etapas iniciais definidas, o modelamento do dispositivo de fixação é realizado, necessitando atender as características do produto e o do método aplicado, a próxima etapa é a realização da programação via software de CAM (Manufatura Assistida por Computador), avaliando a estratégia de conformação via simulação, ou seja, definir variáveis do processo como: a estratégia de deslocamento da ferramenta sobre a peça, o método de incremento e a ferramenta a

ser utilizada. Com os resultados iniciais é possível avaliar o tempo inicial previsto de conformação e a trajetória da ferramenta. Após a validação inicial do processo é gerado o código de programação ISO via software de CAM.

Na segunda fase acontece a preparação da máquina para realização do processo: fixação e alinhamento do dispositivo construído, fixação da matéria prima utilizada, montagem das ferramentas utilizadas no processo, referenciar origem da máquina. Após a preparação ser concluída deve ser realizada uma simulação do código de programação na máquina a fim de evitar alarmes durante o processo e prejudicar os resultados do mesmo. A partir das etapas iniciais concluídas acontece o processo de prototipagem, iniciando a avaliação do processo, como o tempo de ciclo e falhas. A partir dos resultados obtidos nas etapas anteriores é avaliada a viabilidade técnica do processo assim como os parâmetros de entrada.



## 2. OBJETIVOS

Neste trabalho apresentam-se os seguintes objetivos.

### 2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo deste trabalho é analisar o processo de estampagem incremental em uma chapa plana utilizando uma cavidade contendo um fluido newtoniano incompressível, comparando o resultado final e sua viabilidade técnica.

### 2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Será efetuado um trabalho teórico experimental e prático com os seguintes objetivos específicos:

- Definição do produto
- Definir método de conformação incremental e equipamentos
- Desenhar do dispositivo de fixação
- Programar no software CAM
- Avaliar estratégia de conformação
- Gerar código CNC
- Produzir ferramental necessário para a conformação,
- Preparar máquina
- Prototipar do produto
- Avaliar processo tecnicamente
- Avaliar a profundidade da geometria estabelecida pela pelo autor com a encontrada na prática.
- Verificar a variação dimensional.
- Avaliar o incremento da ferramenta em função da força necessária para conformação.
- Analisar a viabilidade técnica do processo de forma visual.

### 3. REFERENCIAL TEÓRICO

#### 3.1 PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO DE CHAPA

O processo de estampagem por hidroconformação incremental de chapas metálicas consiste no processo de estampagem incremental combinado com o processo de hidroconformação. Para a os fins de análise do trabalho em questão foi admitido utilizar a estampagem incremental de ponto simples.

#### 3.2 PROCESSO DE ESTAMPAGEM INCREMENTAL

O processo de estampagem incremental é um processo de conformação que é realizado progressivamente mediante a ação de uma ferramenta própria para o processo. Consiste na fixação de uma chapa a ser conformada em um dispositivo como mostra a Figura 1, que podem utilizar um ou mais pontos de apoio. O material da chapa deve ter propriedades mecânicas adequadas. Tais como tenacidade e ductilidade, a chapa que está fixa, tem uma espessura diminuída na região onde acontece a conformação dando o formato desejado à chapa. (DALEFFE, 2008)

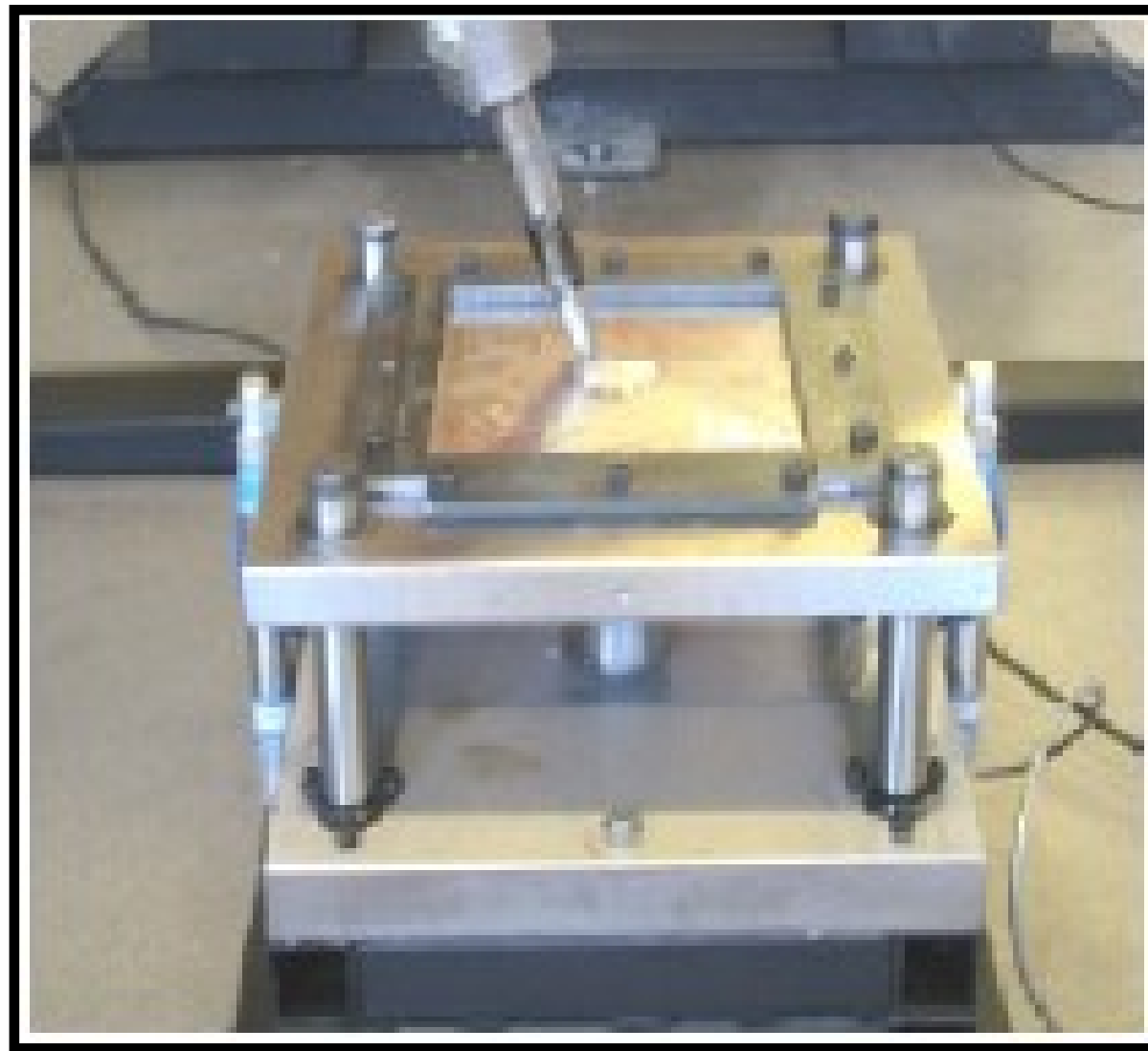
Ao percorrer esta trajetória a ferramenta executa uma pressão sobre a peça (*blank*) que supera a sua tensão de escoamento deformando-a plasticamente. A deformação inicia nas proximidades do prensa chapa e conclui no ponto mais baixo da peça.

O movimento de rotação ajuda na conformação da chapa já que a sua espessura deverá diminuir para possibilitar a deformação do material linearmente e tangencialmente, devido à lei de constância de volume, porém o atrito da ferramenta contra a chapa se não for corretamente lubrificada, poderá causar aquecimento e conseqüentemente alteração nas características do material, além da redução na vida útil da ferramenta. Um dos lubrificantes empregados é o próprio óleo utilizado para a lubrificação do barramento da máquina por ser de fácil obtenção e fácil remoção da peça após o término do processo. (TIBURI, 2007)

Este Processo, denominado conformação incremental, veio para atender a demanda de peças conformadas praticamente sem a necessidade de investimento em ferramentas especiais. (RIOS,2014)



**Figura 1 - Dispositivo de fixação**



**Fonte: Dallefe,2008**

### **3.2.1 Estampagem incremental de ponto simples (SPIF)**

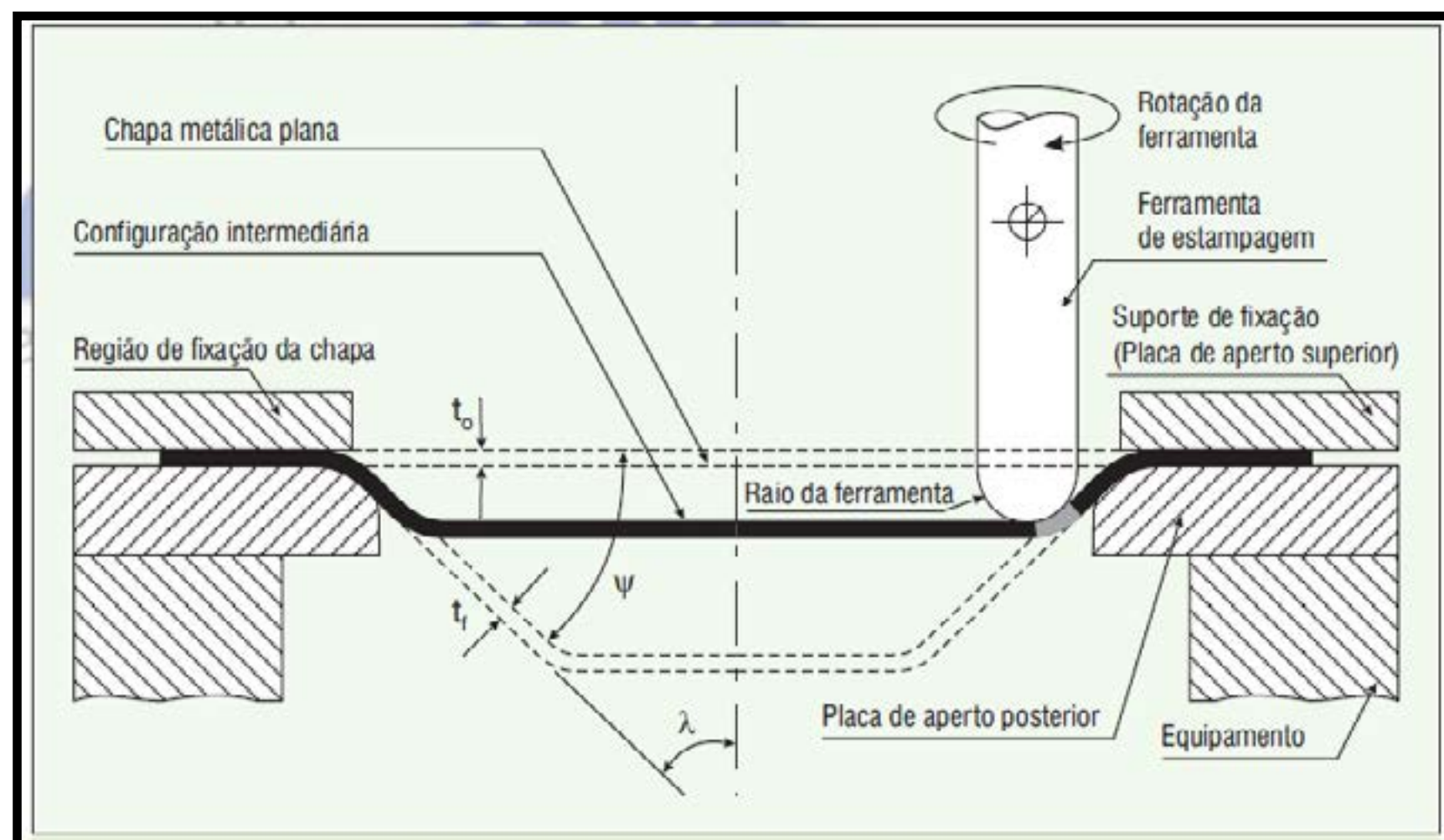
A estampagem incremental de ponto simples foi descrita no item 3.1, é a que necessita de menor investimento e tem a desvantagem de não conseguir conformar áreas planas já que por não haver uma tensão contrária ao exercido pela ferramenta rotativa, as superfícies planas tendem a ficar abauladas, esta forma de conformação é mostrada na Figura 2. (HARJINDER, 2003).

Uma evolução da estampagem incremental de ponto simples é baseada em múltiplos passes de ferramenta, este processo consiste em estudar a deformação final que a peça deve ter, e nos lugares mais críticos dividir esta deformação em várias etapas.

No Software CAD (sistema computacional de modelos e superfícies) modelos intermediários são criados e conformados em sequência na mesma peça, conformando a chapa em altura gradativamente.

Usando este método é possível conseguir profundidades de conformação maiores das conseguidas em passe único sem a aparição de falhas na peça, devido a que a sua deformação é feita de forma mais controlada e a espessura da parede da peça fica constante. (TIBURI, 2007).

**Figura 2 - Representação esquemática do processo ISF**



Fonte: Castelan, 2009

### 3.2.2 Estampagem incremental de ponto duplo (DSPIF)

A estampagem incremental de ponto duplo oferece uma contra tensão à chapa no momento da conformação, isto se traduz em peças com maior precisão dimensional e riqueza de detalhes.

Há modelos diferentes desta configuração, a Figura 3 mostra uma conformação incremental de ponto duplo negativa com o auxílio de uma matriz, esta matriz pode ser feita de aço ou de outro material mais fácil de usinar como alumínio, madeira, polímeros, etc.

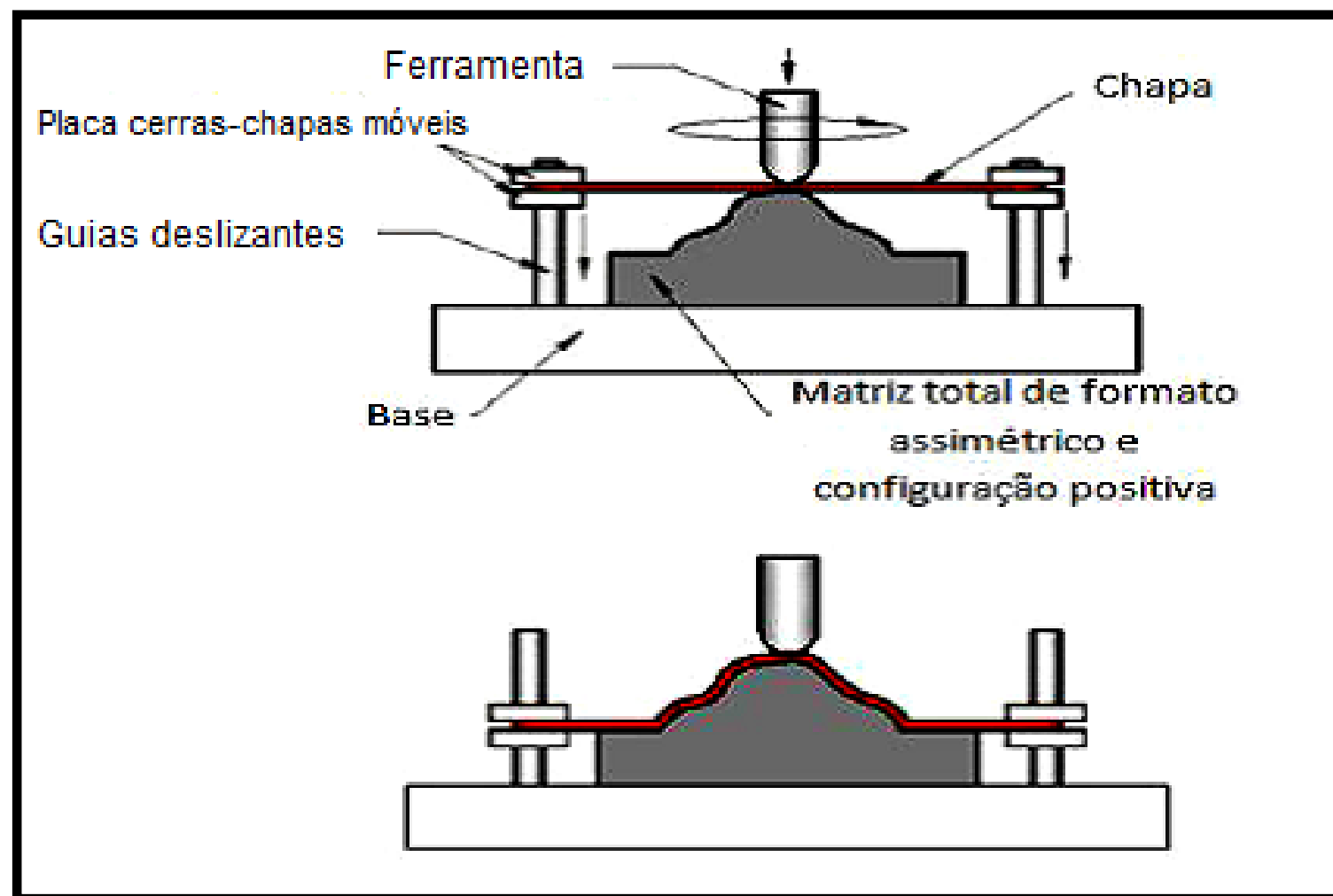
Este negativo pode ser construído por usinagem direta, montado em seções e em alguns casos fundido. O uso desta matriz possibilita a conformação da peça com detalhes mais precisos.

Outra variação mais versátil, porém, limitada em qualidade final de peças é a mostrada na Figura 4, esta configuração a ferramenta trabalha do lado superior da peça e sem um encosto, que restringe o movimento da peça do lado inferior.

Esse tipo de matriz é usado principalmente para famílias de peças que possuem uma área central plana. A conformação nesses casos acontece do centro em direção ao prensa chapa, que nesta configuração deve ser móvel na altura. (TIBURI, 2007).

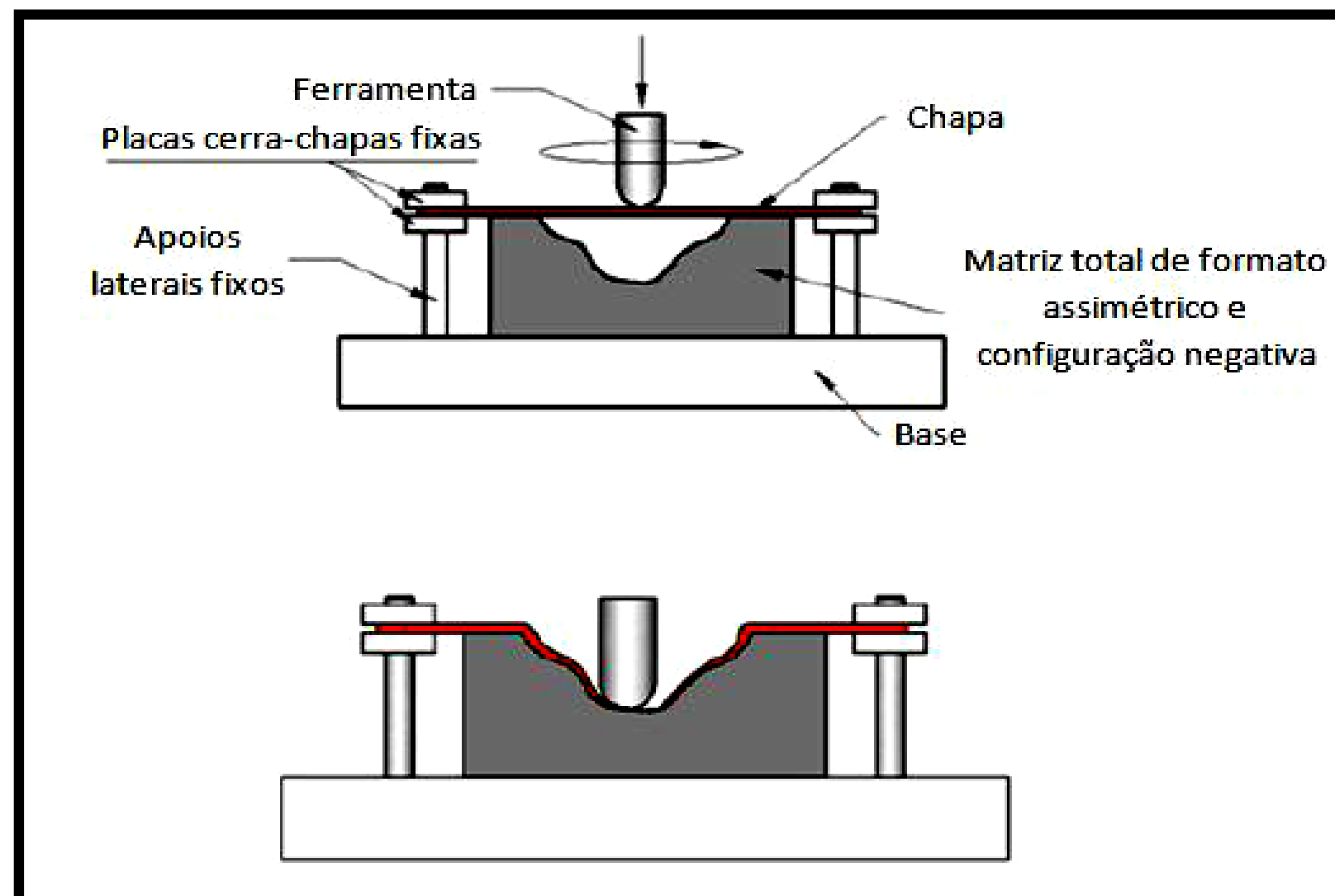


**Figura 4 - Representação do método TPIP com Matriz positiva**



Fonte: Silva, 2007

**Figura 3 - Representação método TPIF com matriz negativa**



Fonte: Silva, 2007

### 3.2.3 Vantagens e desvantagens da Estampagem Incremental

- As peças podem ser fabricadas diretamente no software computacional (CAD) e utilizando o mínimo de ferramentas específicas. Estes podem ser feitos protótipos rápidos ou uma produção de pequenos volumes.

- As mudanças em tamanhos de projeto podem facilmente e rapidamente ser acomodadas, dando um alto grau de agilidade na fabricação de protótipos.
- Fazer protótipos em aço é normalmente demorado, porém é mais rápido com este processo.
- Uma máquina de usinagem CNC convencional ou torno podem ser usados.
- O tamanho da peça é limitado apenas pelo tamanho da máquina.
- As forças não aumentam porque a zona de contato é pequena e os deslocamentos da ferramenta são constantes na descida.
- O acabamento final de superfície da peça pode ser melhorado.
- A operação é silenciosa e relativamente sem ruído.
- A desvantagem principal é o tempo de deformação do material, pois é muito mais longo do que processos de estampagem utilizados nas indústrias.
- O processo é limitado à produção em lote de pequeno porte. (TIBURI, 2007)

### **3.2.4 Equipamentos utilizados na estampagem incremental**

Conforme estudos desenvolvidos, os primeiros experimentos de estampagem incremental foram realizados em centro de usinagem CNC, devido à facilidade dos pesquisadores programarem o movimento do ferramental e a disponibilidade dos equipamentos.

Entre os equipamentos que são utilizados para a realização do procedimento estão às máquinas específicas de estampagem incremental, centro de usinagem CNC (comando controle numérico) e robôs também podem ser utilizados. Na figura 5 observa-se a aplicação do braço robotizado em, um processo de estampagem incremental. Na figura 7 observa-se um centro de usinagem CNC.

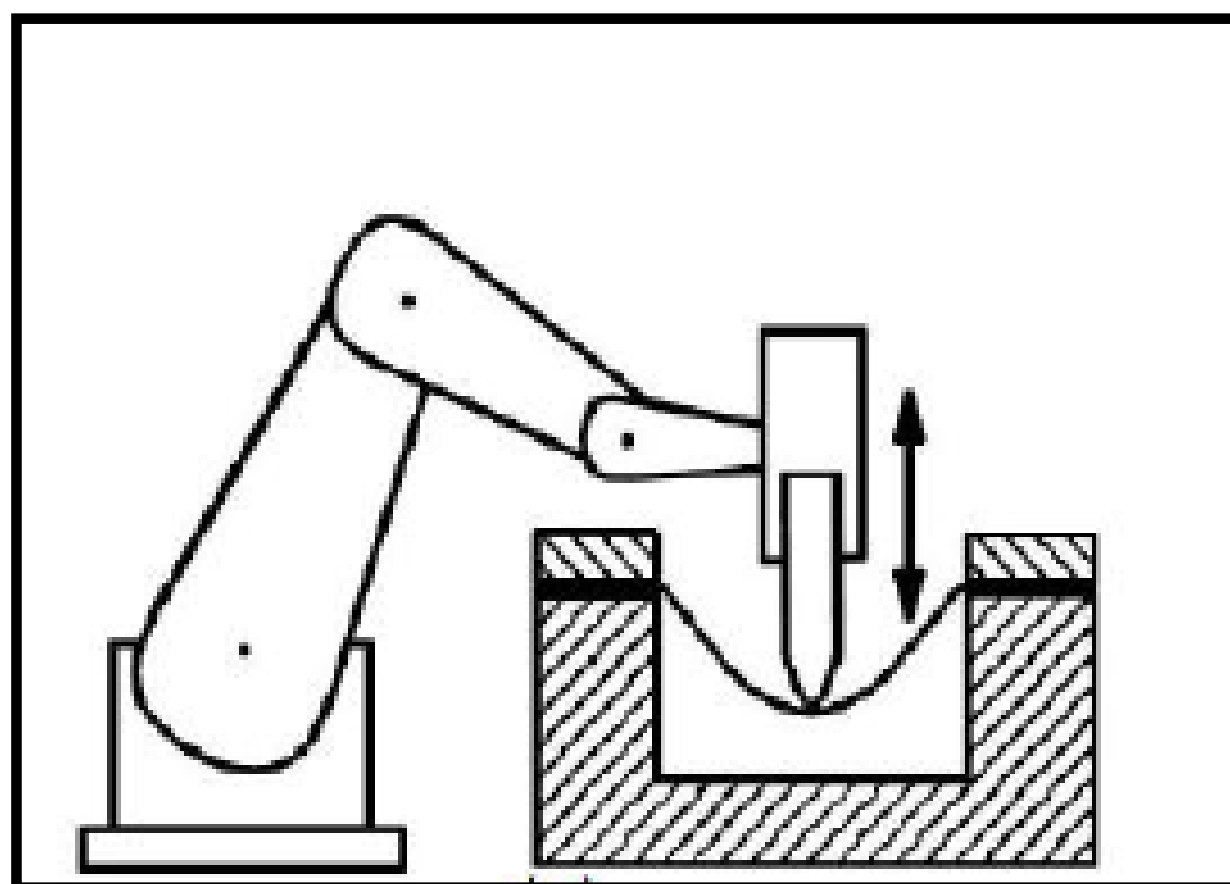
#### **3.2.4.1 Robôs**

A aplicação de robôs no processo de estampagem incremental Figura 5 é parecida com o processo empregado nas máquinas (CNC) e máquinas dedicadas, as estratégias de conformação também são as mesmas (LAMMINEM, 2005).



Os benefícios na utilização do robô no processo de estampagem quando comparados com máquinas CNC e máquinas dedicadas ao processo, é a flexibilidade que o robô traz ao processo produtivo, possibilitando a combinação de várias etapas de fabricação do produto dentro da mesma célula de fabricação estampagem incremental, centro de usinagem CNC (comando controle numérico) e robôs também podem ser utilizados. Na Figura 5 observa-se a esquematização do robô no processo incremental.

**Figura 5 - Braço Robotizado utilizado na ISF**



Fonte: Silva, 2007

#### 3.2.4.2 Máquinas dedicadas

Existe uma máquina específica de conformação incremental disponível comercialmente. Possuem velocidades elevadas, uma capacidade volumétrica de trabalho próxima a capacidade do centro de usinagem, e está equipada com um cerra chapas de movimento controlado Figura 6 (LOPES, 2013).

Este projeto de máquina dedicada foi motivado pela necessidade de conformar materiais mais duros e com espessuras maiores, bem como ter uma máquina com recursos necessários para a otimização do processo, como instrumentação para medir forças nos três eixos na ponta da ferramenta. (LAMMINEM, 2005).

Enquanto o uso de máquinas CNC é atrativo por causa dos baixos custos de início de operação, ele traz algumas desvantagens máquinas fresadoras não são

inicialmente projetadas para grandes carregamentos no eixo árvore da máquina então há perigo da máquina vir a danificar durante as operações de estampagem incremental. (CAVALER,2010)

**Figura 6 - Máquinas construída para a conformação incremental**



**Fonte: Lopes 2003**

### 3.2.4.3 Centro de Usinagem CNC

Máquinas-ferramentas Figura 7 com comando CNC que são utilizadas na indústria para manufatura de produtos com remoção de material. Segundo (DALEFFE, 2008), em testes realizados de estampagem, as máquinas CNC possuem um bom rendimento e estão aptas para adaptação do processo de estampagem incremental.

Os resultados dos estudos realizados por Cilamce,2016 mostram que as forças atingidas no processo de ISF são significativamente inferiores às oriundas de processo de usinagem. Para aplicação do processo de ISF a máquina-ferramenta deve ter características de rigidez, capacidade volumétrica de trabalho e velocidade. (LOPES, 2013).

Para o processo de conformação incremental + hidroconformação se faz necessário utilizar das Equações 1 e 2 que disponibilizam a estimativa de força



necessária para a conformação e comparar com as forças máximas do centro de usinagem CNC, disponibilizadas no manual do fabricante.

**Figura 7 - Centro de Usinagem CNC Hartford G 500**



Fonte: Autor, 2018

### **3.2.5 Ferramental utilizado na ISF**

#### **3.2.5.1 Ferramentas sólidas e semi esféricas**

Na conformação incremental o elemento principal é a ferramenta, são usadas para deformar plasticamente a chapa, de forma incremental, normalmente para o processo incremental é utilizadas ferramentas sólidas e Semiesféricas. Na Figura 8 observam-se algumas escolhas de ferramentas selecionadas pela medida do diâmetro.

Um dos parâmetros mais importantes é a escolha do diâmetro da cabeça da ferramenta. Uma ampla gama de diâmetros de ferramenta é usada, desde diâmetros pequenos de 6 mm até diâmetros grandes de 100 mm para o fabricação de grandes peças. Estes últimos requerem forças muito mais elevadas devido ao maior ângulo de contato envolvido.

A escolha do diâmetro a ser usado baseia-se normalmente no menor raio côncavo presente na peça. No entanto é necessário ter em conta que quanto maior o diâmetro, melhor será a qualidade de superfície e menor o tempo de fabricação, mas pior será a conformabilidade do material e a precisão na peça obtida. (LOPES,

2013)

**Figura 8 - Ferramentas Semi esféricas com variados diâmetros e formas**



**Fonte: Senna, 2009**

#### 3.2.5.2 Ferramentas semi esféricas com rolamento esférico

Normalmente são utilizadas ferramentas sólidas para o Processo ISF, Lirio et al, 2017 obteve resultados satisfatórios quando se trata de acabamento superficial e desgaste de ferramental, para a realização do processo da estampagem incremental, com a realização do trabalho o mesmo obteve uma maior percepção do comportamento no processo de estampagem incremental, na conformação de um componente com geometria simples utilizando uma chapa de INOX 304.

As dimensões finais da peça ficaram próximas do especificado pelo projeto, porém para uma maior precisão dimensional é necessário realizar a compensação do “efeito mola” da chapa.

A rugosidade total da chapa aumentou nas superfícies conformadas, possivelmente devido ao atrito com a ferramenta, pois foi verificado desgaste na ferramenta após a fabricação do componente.

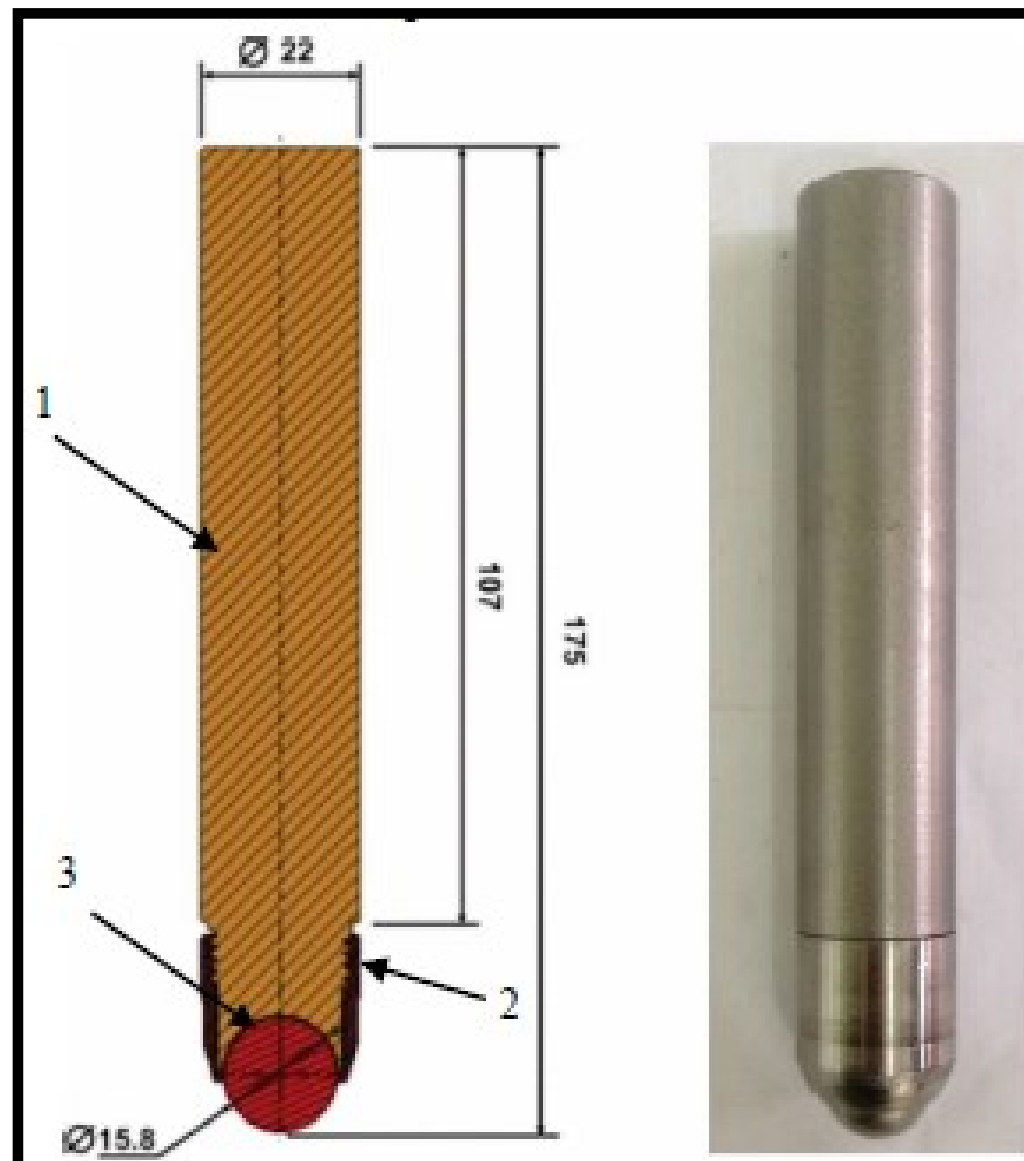
Com estes dados pode-se ter uma base de resultados para outros trabalhos referentes a este assunto, bem como a utilização da ferramenta desenvolvida no estudo da estampagem incremental de componentes com geometrias mais



complexas utilizando outros tipos de materiais.

Foi desenvolvida uma ferramenta diferente das convencionais como mostra a Figura 9, os materiais que constituem a ferramenta estão descritos na Tabela 1.

**Figura 9 - Ferramenta semi esférica com rolamento esférico**



Fonte: Lírio, 2017

**Tabela 1 - Materiais utilizados na ferramenta**

1	Haste	SAE 8640
2	Capa de Fixação	SAE 8640
3	Esfera	SAE 52100

Fonte: Lírio, 2017

### 3.2.6 Lubrificação no processo incremental

No processo de conformação incremental a lubrificação é essencial, pois facilita o deslize da ferramenta sobre a chapa e distribui a pressão de toque sobre o material preservando ambas. (LUCCA, 2015). A lubrificação tem influência direta na

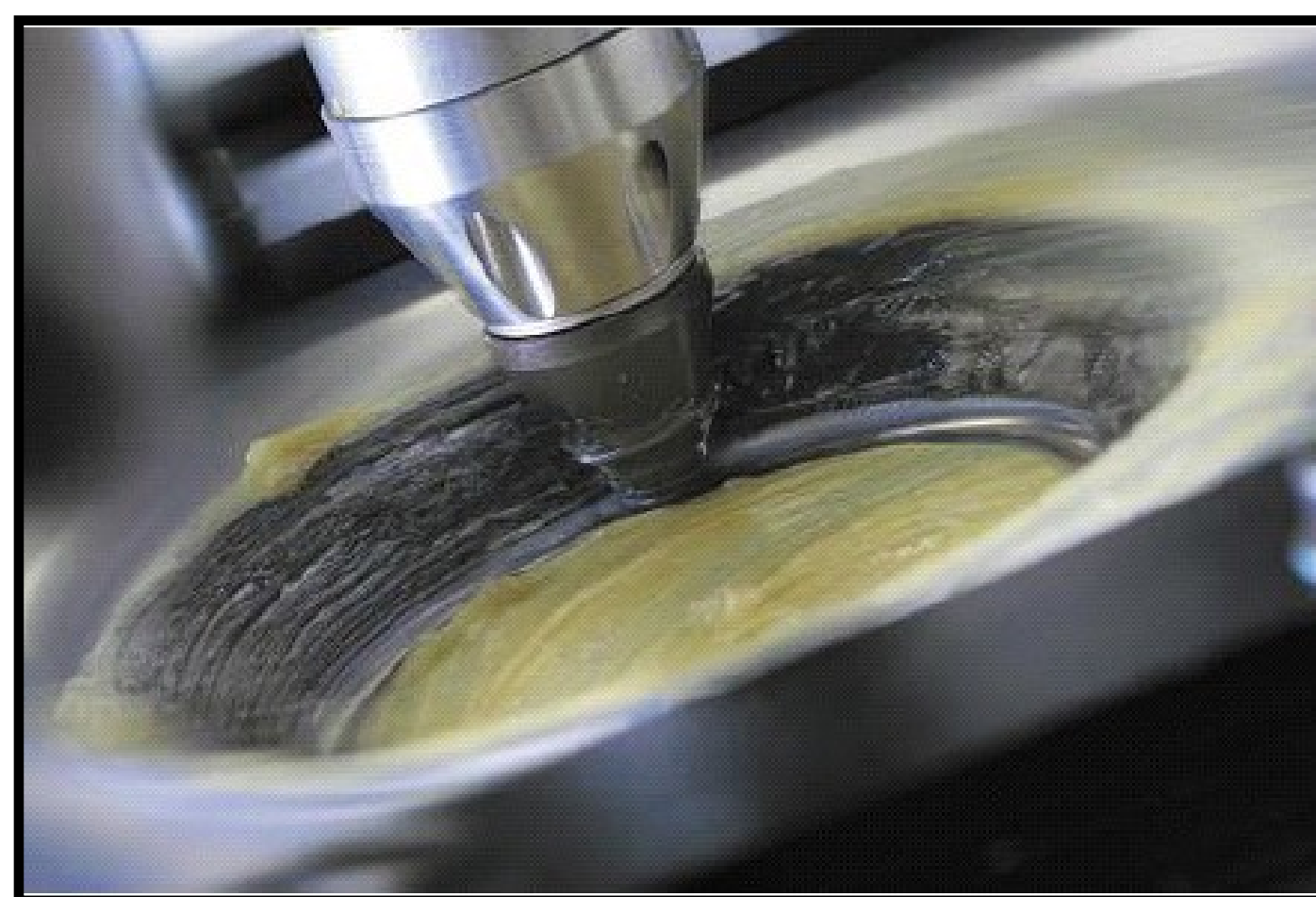
capacidade de moldar o material, no desgaste da ferramenta e no acabamento superficial do produto. Segundo (DALEFFE, 2008) diz que a função da lubrificação no processo incremental é:

- Redução de atrito;
- Absorção do calor;
- Redução do desgaste;
- Melhoria do acabamento superficial;
- Minimização da força de trabalho.

Nos trabalhos investigados o principal lubrificante utilizado é um sintético com alta viscosidade tipo sabão a base de lítio, Fritzen, 2016 pesquisou-se a aplicação de alguns fluidos lubrificantes em chapas de aço e alumínio, a fim de avaliar sua influência no acabamento superficial (rugosidade). De acordo com os resultados, um lubrificante com a viscosidade elevada proporciona melhores resultados no acabamento superficial para materiais mais macios. Em materiais mais duros, lubrificantes com valores menores de viscosidade fornecem melhores resultados no acabamento superficial, a Figura 10 mostra a aplicação do lubrificante utilizado no processo incremental.

### 3.2.7 Geração da trajetória da ferramenta

Figura 10 - Utilização de lubrificante no processo ISF



Fonte: Lírio, 2017



A estratégia de conformação incremental é realizada por um software no qual é possível escolher a estratégia a ser utilizada, aplicando dados de entrada junto ao software e o modelo, a trajetória da ferramenta é considerada um dos parâmetros tecnológicos mais importantes a ser controlado no processo, pois estão diretamente ligadas à rotação, o avanço e diâmetro da ferramenta, além do incremento vertical para determinar a estratégia a ser utilizada. (FRITZEN, 2016).

### 3.2.7.1 CAM

A sigla CAM tem como significado: Manufatura Auxiliada por Computador, na indústria atualmente o CAM é sinônimo de tecnologia de ponta, que é capaz de auxiliar no desenvolvimento de processos produtivos de um produto projetado anteriormente. São softwares matemáticos que possuem a capacidade de permitir a elaboração de desenhos de peças ou receber os desenhos já detalhados e oferecem ferramentas próprias para elaboração das estratégias de manufatura definem que o sistema CAM é um grande aliado dos programadores de máquinas CNC, evitando erros de programação, pois essas máquinas necessitam de inúmeras sequências de linhas que contendo coordenadas que definem a trajetória da ferramenta em funcionamento produtivo (OLIVEIRA, 2012).

Os softwares para usinagem se destacam por serem capazes de oferecer simulações de usinagem com ferramentas idênticas as reais, mostrando o resultado gráfico do produto após sofrer o processo de manufatura, gerando as coordenadas dos percursos das ferramentas em linguagem que a máquina de usinagem utiliza. O processo de desenvolvimento da programação utilizando *Software* é apresentado nas seguintes etapas descritas abaixo:

- Desenho no CAD;
- Geração dos caminhos da ferramenta;
- Formato da linguagem CNC;
- Pós processamento;
- Escolha do ferramental;
- Comunicação entre operador e projetista;
- Carregar arquivos na máquina CNC.

Estas são etapas base que são realizados na programação, iniciando a partir

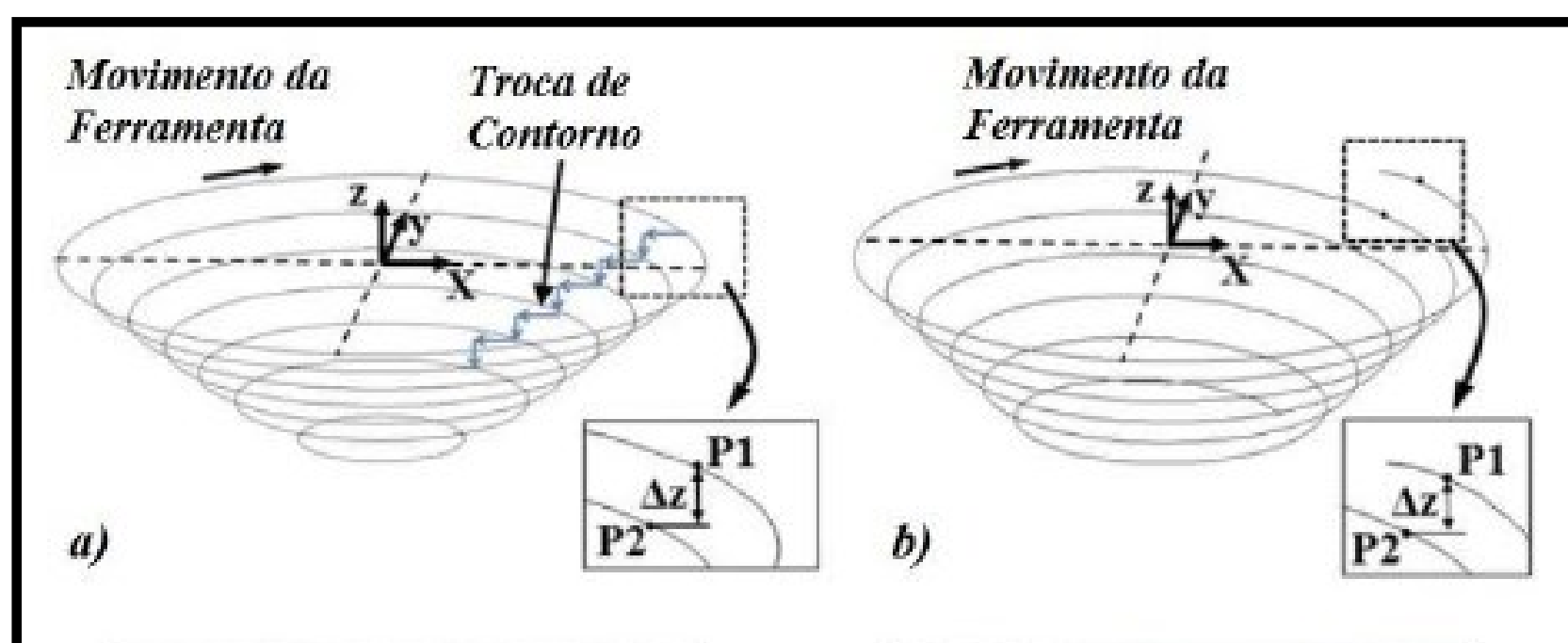
do projeto virtual, e sendo importado para o *software* de usinagem. A etapa de configuração é responsável pelo reconhecimento de características, contempla, por exemplo, a definição da máquina, fixação, componente bruto, ponto zero entre outros. A etapa mais importante é a usinagem na qual se definem parâmetros de usinagem, como a velocidade de corte, incrementos, velocidade de avanço, ferramentas e ao final se realiza a simulação do processo, após arquivo e enviado para máquina. (OLIVEIRA, 2012)

### 3.2.7.2 Escolha da estratégia de conformação

A estratégia de estampagem, ou planejamento do trajeto da ferramenta de estampagem, usualmente é realizada por um *software* CAM, e desempenhada em uma máquina CNC. Está diretamente ligada à rotação, avanço e diâmetro da ferramenta, além do Passe Vertical ( $\Delta z$ ).

Segundo Fritzen, 2016 existem dois tipos de estratégia, nomeados de “contorno” e “espiral”. Na estratégia de contorno, a ferramenta se move para baixo, equivalente Passe Vertical ( $\Delta z$ ), a cada início de contorno Figura 11a, enquanto na estratégia espiral, a ferramenta se move para baixo, também igual ao Passe Vertical ( $\Delta z$ ), gradualmente até completar o contorno completo do trajeto Figura 11b. Pelo fato da ferramenta sempre fazer o movimento de incremento no início do próximo contorno, acaba criando uma marcação na região Figura 11a, ao contrário da estratégia espiral Figura 11b.

Figura 11 - Tipos de Estratégias no processo ISF a)Contorno b) espiral



Fonte: Reddy, 2015



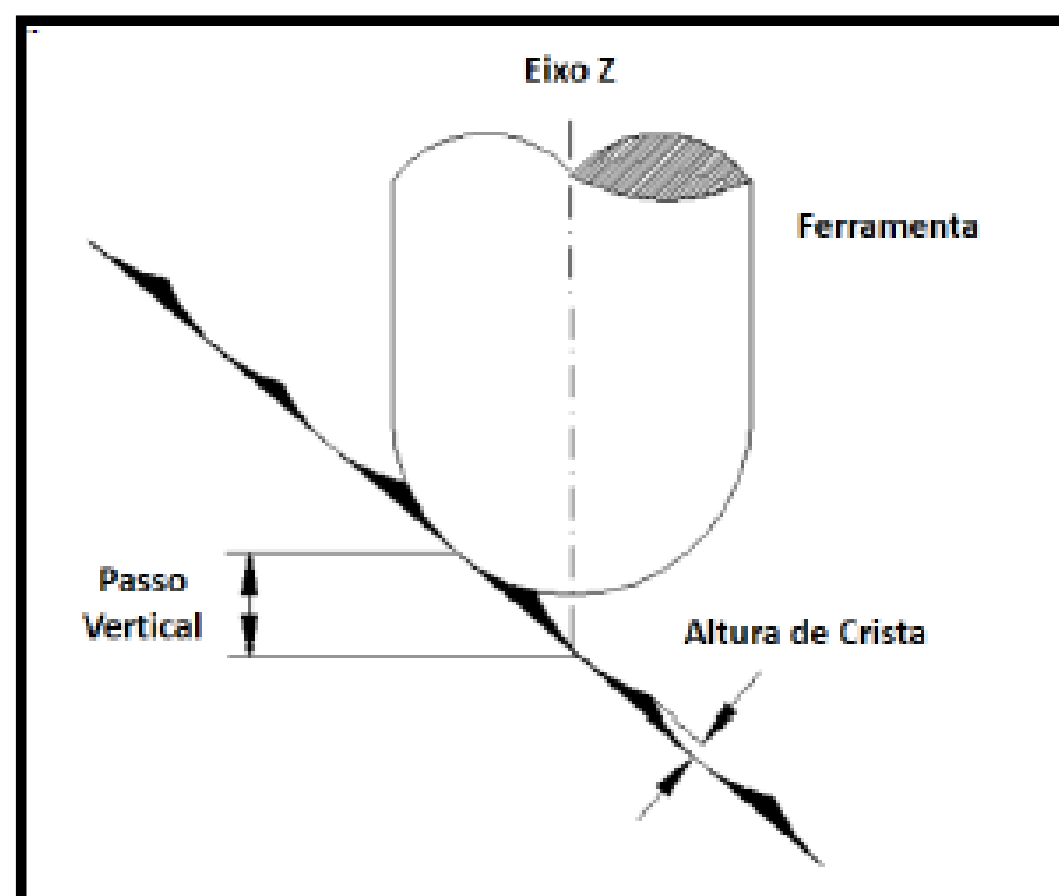
Para a fabricação de produtos com geometrias que apresentam ângulos verticais maiores que 60 graus devem ser utilizados a estratégia de conformação em multi estágios, sendo alcançada a geometria final de forma gradativa. (REDDY, 2015). Ao se aplicar a estratégia de multi estágios o tempo de processo aumenta devido à quantidade de deslocamento da ferramenta para realização de cada etapa da conformação.

### 3.2.7.3 Passo vertical

Durante o processo de conformação incremental, a ferramenta movimentasse verticalmente executando passes consecutivos incrementando em cada passe um valor denominado de incremento vertical ( $\Delta Z$ ), influenciando na altura de crista. (TIBURI, 2007).

Além da influência na rugosidade, o incremento vertical tem relação direta com a conformabilidade, como consequência do aumento do incremento a conformabilidade diminui no decorrer do processo, a conformação incremental é originada quando a ferramenta segue trajetórias segundo os principais eixos de trabalho, trabalhando no plano segundo XY e movimentando-se incrementalmente segundo a vertical (eixo Z). A Figura 12 representa a criação de sucessivos passos incrementais que originam a formação de uma crista proporcional. (RODRIGUES, 2013)

**Figura 12 - Representação do passo incremental**



**Fonte: Rodrigues, 2013**

#### 3.2.7.4 Rotação da ferramenta

No processo SPIF o *Spindle* (é o fuso que origina a rotação da ferramenta) movimenta-se sem rotação própria apenas com a movimentação imposta pelo contato da geometria com a ferramenta. A velocidade de rotação da ferramenta determina o atrito entre a ferramenta e a chapa, o aumento da temperatura e, por conseguinte no ponto de contato. O aumento da velocidade de rotação da ferramenta em níveis exequíveis pela própria máquina pode conduzir a um aumento da temperatura e uma redução nos valores de atrito, facilitando o processo de conformação. (AMBROGIO, 2004).

#### 3.2.7.5 Velocidade de avanço

Para valores constantes da velocidade de rotação da ferramenta, uma velocidade de avanço demasiado elevada torna o processo de conformação da chapa mais complicado, pois o seu aumento pode conduzir a uma redução da temperatura no ponto de contato e um aumento do nível de atrito. (AMBROGIO, 2004)

A velocidade de avanço é equivalente às velocidades de corte das máquinas ferramenta, havendo um impacto direto no tempo de formabilidade. Esta velocidade é expressa em milímetros por minuto (mm/min) (HAM, 2006). Com uma variação entre 500 e 4000 mm/min. Tendo em conta os problemas de formabilidade para velocidades muito elevadas, os valores mais comuns variam entre 1000 e 2000 mm/min (ATTANASIO, 2008).

### 3.2.8 Estimativa de força para processo ISF

Os estudos realizados por (CAVALER, 2010) demonstram que a força vertical e a força horizontal podem ser estimadas pelas Equação 1 e Equação 2. A figura 13 a), apresenta-se a estimativa de forças atuantes na vertical, na figura 13 b) apresenta-se a estimativa de forças atuantes na horizontal.



Estimativa de força vertical:

$$F_h = \pi R t S_0 \sigma_e \operatorname{sen} \beta \quad (1)$$

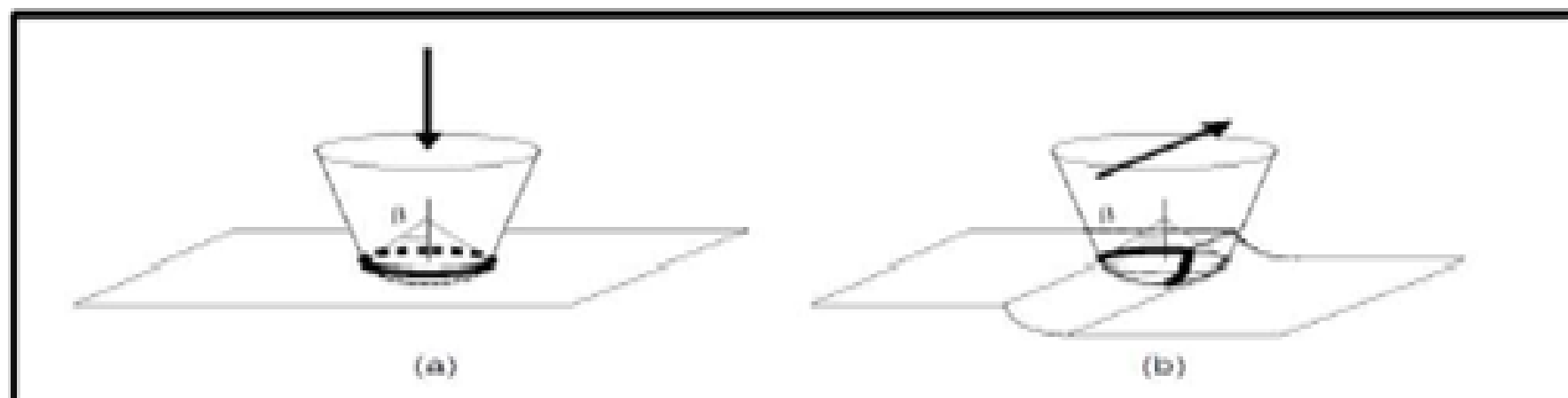
Estimativa de Força Horizontal:

$$F_h = \pi R t S_0 \sigma_e (\operatorname{sen} \beta + 1 - \operatorname{cos} \beta) \quad (2)$$

Sendo que nestes cálculos:

- $Rt$  é o raio da ferramenta de conformação
- $S_0$  é a espessura inicial da chapa
- $\sigma_e$  é a tensão de escoamento do material
- $\beta$  conforme a Figura 13 é a metade do ângulo inferior do cone formado pelo limite de contato entre a ferramenta e a peça de trabalho (CAVALER, 2010).

Figura 13 - Estimativa de Força



Fonte: Cavaler, 2010

### 3.2.9 Estado da arte

Neste item são apresentadas as principais características de produtos fabricados pelo processo de Estampagem Incremental.

#### 3.2.9.1 Geometria do produto

O processo de estampagem incremental é um método adequado para

produzir diversas formas tridimensionais. A geometria do produto possui forma livre, porém existem algumas limitações no processo, como: a espessura da chapa e o equipamento utilizado.

O tamanho da ferramenta define o raio mínimo dos cantos internos da geometria, no qual é metade do diâmetro da ferramenta. A ferramenta opera somente na direção vertical do eixo z, isso impossibilita fazer dobras internas. (CAVALER, 2010)

A geometria do produto está diretamente ligada com a complexidade da ferramenta, do suporte e a matriz que são utilizados no processo. O fator que determina o tamanho máximo do produto é as características volumétricas da máquina utilizada no processo (LAMMINEM, 2005).

#### 3.2.9.2 Características do Acabamento na Superfície

A ferramenta é um dos principais fatores que determina o acabamento superficial da chapa estampada. Elas deixam marcas sobre a superfície em cada volta, porém as mesmas podem ser reduzidas por meio do aumento da geometria da ferramenta e a redução do passo vertical ( $\Delta z$ ). Com a redução do passo aumenta conseqüentemente o tempo de estampagem então há uma relação direta entre tempo de produção e a qualidade da superfície.

#### 3.2.9.3 Material da geratriz

O alumínio puro e o latão são facilmente estampados, necessitando de menos energia para aplicação do ISF. O acabamento superficial e a qualidade geométrica do alumínio foram superiores quando comparados aos demais materiais, com pouco retorno elástico (TIBURI, 2007).

O alumínio apresenta boa conformabilidade no processo de estampagem sendo recomendado para o processo, observando as características do produto. (LAMMINEM, 2005)

Quando aplicado alumínio ligado com magnésio e silício em sua composição apresenta estampabilidade ruim e um forte retorno elástico, o material ideal para o processo ISF tem que possuir uma tensão de escoamento reduzida e grande tensão de resistência máxima associado a uma grande ductilidade. (CAVALER, 2010)



#### 3.2.9.4 Espessura da chapa

O ângulo máximo de estampagem é dependente do comportamento do material e das variáveis do processo *ISF* definidas. Baseia-se na determinação do alongamento máximo da parede antes da ocorrência de fratura ou estrição. Depois de ultrapassado o limite máximo angular. (ARAUJO, 2012)

Estudos realizados por vários autores apontam que no caso de SPIF no estudo da fratura deve considerar-se curva limite de fratura – *Forming Limit Diagram (FLD)*, e a lei dos senos (TILZA, 2012), que relaciona a espessura da chapa com o ângulo de inclinação ( $\varphi$ ).

- $t$  (mm) – espessura da chapa após conformação
- $t_0$  (mm) – espessura inicial da chapa
- $\varphi$  ( $^\circ$ ) – ângulo de inclinação após conformação

Espessura final da chapa:

$$t = t_0 \text{sen}(90 - \varphi) \quad (3)$$

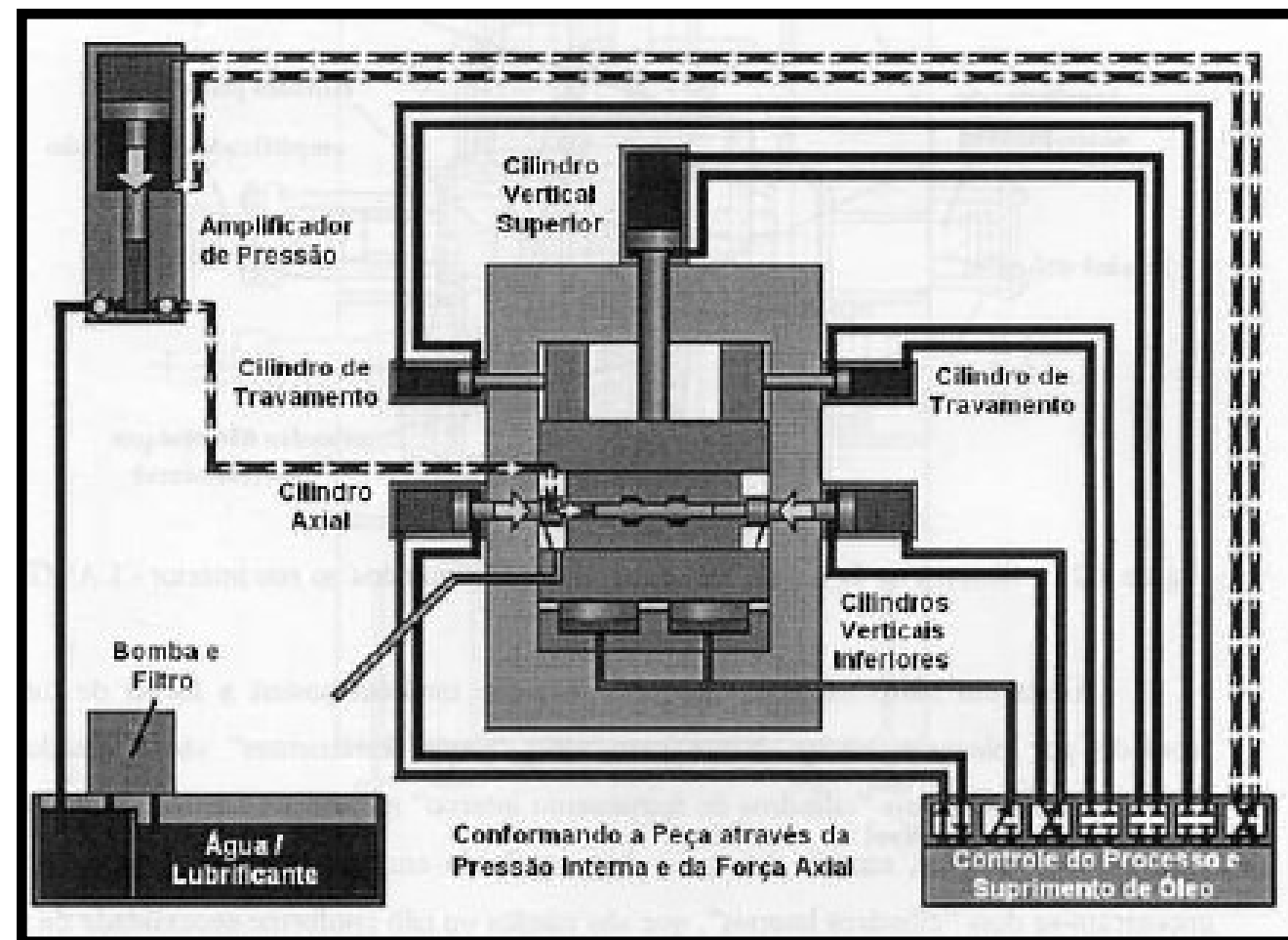
### 3.3 HIDROCOMFORMAÇÃO

A hidroconformação (ou conformação hidrostática) é um processo de deformação plástica de um material dúctil por meio da aplicação de pressão hidráulica exercida no interior da peça a ser conformada. Essa pressão hidráulica de conformação (aplicação conjunta de esforços de compressão e de pressão hidrostática) exercida por um fluido injetado no interior da peça de trabalho faz com que haja uma expansão do material da peça em função dos limites dimensionais que a matriz de conformação lhe impõe. A Figura 14 mostra um exemplo de prensa de hidroconformação mecânica de chapa dupla, Por este método consegue se peças de geometrias variadas.

Um destes processos é a hidroconformação, que vem sendo utilizada principalmente na fabricação de peças com geometrias complexas como a estrutura principal de carrocerias e peças estruturais de componentes agregados como

suporte do motor e eixos dianteiros e traseiros, bem como de conjuntos que antes eram constituídos de várias peças e que através deste processo podem ser fabricados como uma peça inteiriça. (MULLER, 2012).

Figura 14 - Esquema da prensa de hidroconformação



Fonte: Ramalheira , 2008

### 3.3.1 Vantagens e desvantagens da hidroconformação

De uma maneira geral a hidroconformação oferece inúmeras vantagens e poucas desvantagens: (MIRANDA, 2007)

- Diminuição do número de peças e, portanto um ganho em tempo de montagem e de soldagem, a título de exemplo o coletor de escapamento constitui uma das principais peças manufaturadas pelo processo de hidroconformação de chapas. Assim estima em 50 % a redução do número de peças, 25 % do custo de produção, 25 % em ganho e de 60 % em custo de ferramental.
- A conformação de peças complexas tem boa reprodutibilidade e estabilidade dimensional
- A repartição de espessura é constante, devido ao reduzido atrito no punção.
- Maior rigidez das peças finas, resultado da redução do número de peças e cordões de solda, a título de exemplo a integração de certas peças hidroconformadas na estrutura do veículo *freelander (land rover)* revelou uma melhora de 25% na resistência total da estrutura de torção.



- Redução dos custos de ferramental, pois só há necessidade de uma matriz fêmea, igualmente, diversas espessuras de chapas podem ser utilizadas pelo mesmo ferramental, com apenas alguns ajustes.
- Na hidroconformação a pressão é uniformemente repartida sobre a superfície da peça, tanto as pressões como as superfícies são elevadas, conseqüentemente os esforços também são altos e, portanto as prensas atingem dimensões consideráveis. Até 100.000 KN o investimento inicial em tais instalações é alto e, portanto limita consideravelmente o uso da tecnologia.
- As três fases (preenchimento, conformação e calibragem) que constituem o processo de hidroconformação são relativamente lentas. O ciclo 30 s a 90 s desta tecnologia a exclui da produção em grande escala.

### **3.3.2 Hidroconformação de chapas planas**

A Hidroconformação é comparável ao processo de estampagem, pois as ferramentas utilizadas na estampagem são uma matriz um punção e um apoio da peça a conformar (bloco de travamento).

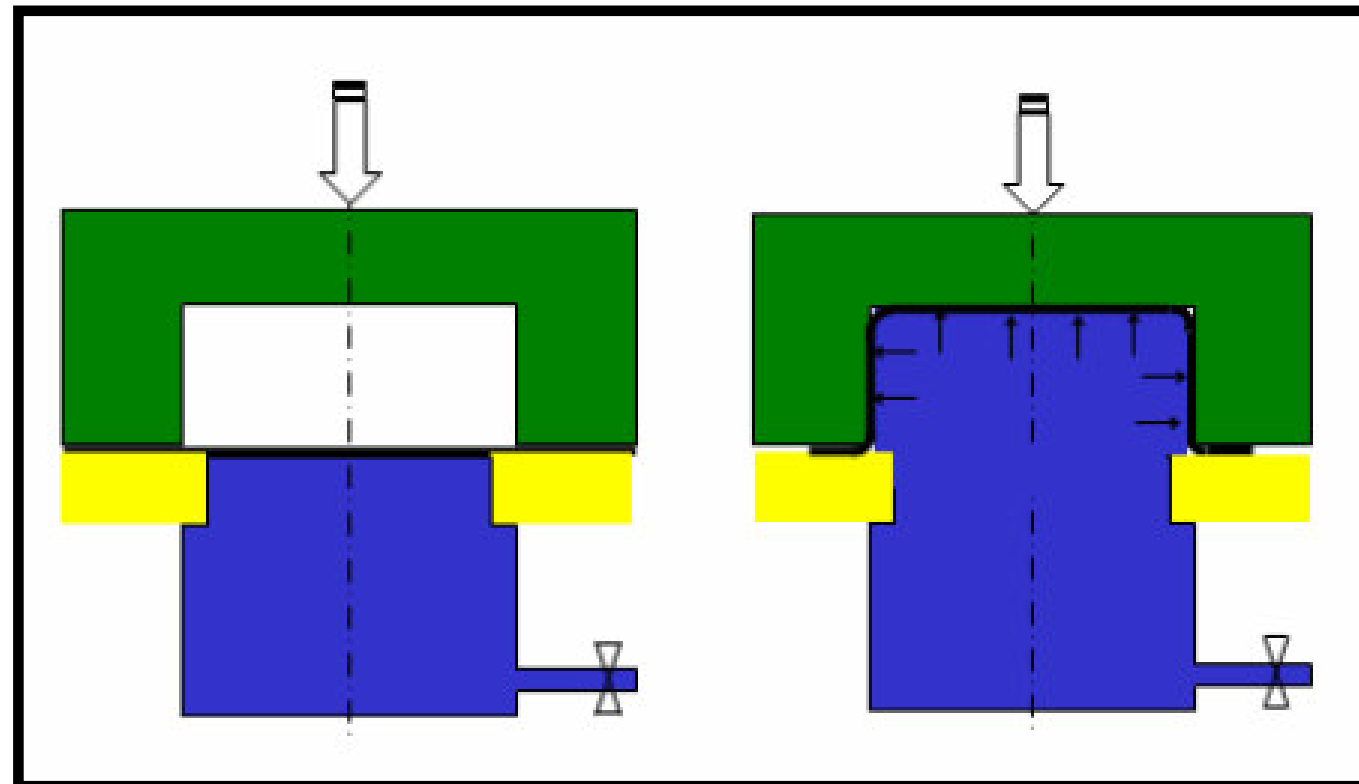
Na hidroconformação de chapa metálica, a matriz ou o punção é substituído pela pressão do fluido, durante a maior parte do tempo de conformação, um dos lados da chapa está exposto ao fluido, ou a uma membrana ou diafragma de borracha. Este último produz uma distribuição de deformações maior e mais uniforme em toda a superfície da chapa. (RAMALHEIRA, 2008)

A utilização de hidroconformação de chapa permite uma maior profundidade de estampagem (até 1,5 vezes) que a estampagem em matriz tradicional. (RAMALHEIRA, 2008)

O processo consiste na aplicação de um fluido sob pressão sobre uma chapa fixa a uma matriz. Em relação ao processo de embutimento, o líquido faz o papel de punção conforme mostrado na Figura 15 e na matriz Figura 16. Assim, no primeiro caso, a chapa é deformada contra uma matriz que dá a forma final.

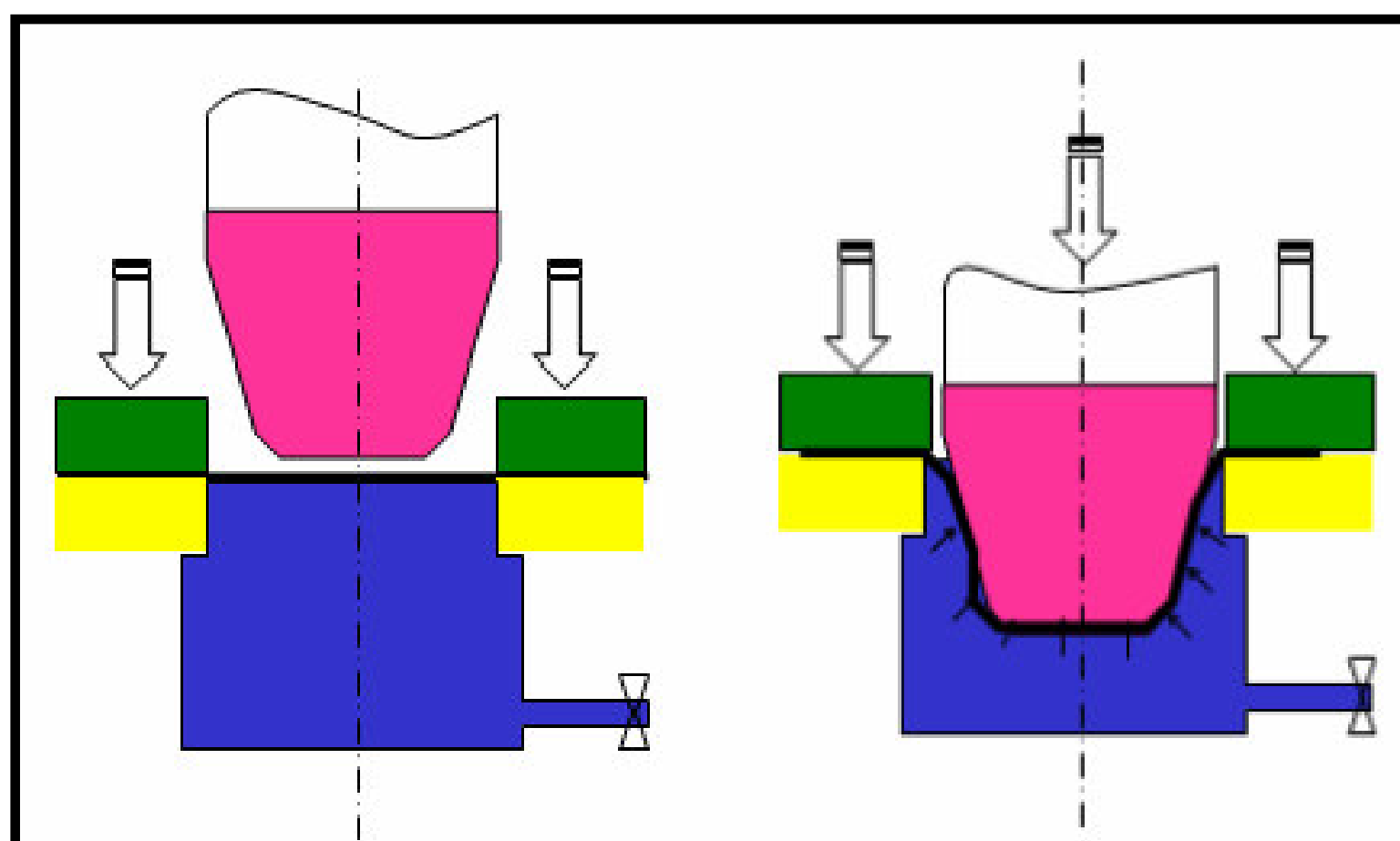
Já no segundo caso a chapa é deformada pela ação conjugada de um punção em movimento e o líquido pressurizado. Ao final do processo, a chapa tem a forma do punção. (MIRANDA, 2007)

**Figura 15 – Hidroconformação matriz positiva**



Fonte: Miranda, 2007

**Figura 16 – Hidroconformação matriz negativa**



Fonte: Miranda, 2007

### 3.3.2.1 Hidroconformação de baixa pressão

O valor de pressão utilizado na hidroconformação de baixa pressão é definido como sendo inferior a 83 MPa (12000 psi). Na hidroconformação de baixa pressão, o comprimento da linha da secção transversal (ou seja, a medida do perímetro dessa



secção) permanece quase igual ao do perímetro o original de trabalho.

Em alguns componentes, dependendo das propriedades do material que constitui a chapa e da sua espessura, o comprimento de linha pode expandir-se até próximo dos 3%.

Durante o processo de hidroconformação, quando a ferramenta (matriz) se fecha, não há pressão de Fluido dentro da chapa. A superfície da secção da peça inicial pode, portanto deformar-se e enrugar, Além disso, o material não pode ser empurrado totalmente para os raios dos cantos da superfície superior a pressões abaixo dos 83 MPa. (RAMALHEIRA, 2008)

### 3.3.2.2 Estampagem profunda hidromecânica

Neste processo, a configuração básica de ferramentas é um punção, um encostador (de travamento das abas da peça a conformar), um anel de estampagem e uma câmara de pressão.

O punção está geralmente numa posição superior, rodeado do contentor da peça a conformar, ao colocar-se a peça sobre a matriz, que está cheia de Fluido e forma assim a câmara, que esta é fechada, o suporte da peça a conformar desce e faz a vedação entre a peça e o anel de estampagem.

A câmara de fluido é então pressurizada e o punção avança sobre a chapa a conformar, a contrapressão hidráulica é então usada na câmara de fluido, em vez de uma matriz rígida.

Esta contrapressão desenvolve-se à medida que o fluido é comprimido pelo avanço do punção, a contrapressão é controlada por uma válvula proporcional ou servo válvula, durante este processo de conformação, o material é estirado controlando-se o peso sobre o anel de estampagem. (RAMALHEIRA, 2008)

Vários estilos de caneluras ou freios, tal como se usa nas operações de estampagem podem também ser aplicados de maneira semelhante para controlar o escoamento do material. Um controle ativo da pressão do fluido na câmara pode forçar a peça a esticar de maneira uniforme e a conformar-se segundo o perfil do punção. (HARJINDER, 2003).

### 3.3.2.3 Prensas de hidroconformação

As prensas de hidroconformação atingem pressões hidráulicas elevadas que são necessárias para o processo. Em estampagem profunda convencional, a força de êmbolo tem que ser aplicada em todo o curso de conformação.

Na hidroconformação IHP a força só é necessária para trancar e imobilizar a matriz durante o processo de conformação.

O curso dos cilindros hidráulicos durante a conformação é necessário apenas para compensar o alongamento da estrutura da prensa causado pela força de trancamento. A quantidade máxima de força do êmbolo da prensa é igual ao produto da pressão interna máxima pela área projetada da peça a conformar na mesa da prensa.

Uma configuração de hidroconformação consiste nas peças principais do equipamento seguintes:

- Ferramenta de hidroconformação
- Prensa hidráulica.
- Sistema hidráulico para intensificação da pressão da água e cilindros de força axial de alimentação
- Sistema de controle (RAMALHEIRA, 2008).

### 3.4 CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA

As propriedades mecânicas dos materiais dúcteis que se utilizam mais comumente são:

- O módulo de elasticidade;
- O coeficiente de Poisson;
- A tensão de ruptura;
- O alongamento uniforme;
- O alongamento percentual;
- O coeficiente de encruamento;
- A relação de deformação plástica.

Estas propriedades são a base para o cálculo dos parâmetros do processo de hidroconformação. A pressão de conformação, a força da prensa e a quantidade de



alimentação axial são determinadas pela utilização destas propriedades mecânicas.

Estas propriedades também poderiam ser usadas na simulação computacional do processo de hidroconformação por elementos finitos. O diagrama de limite de conformação do material (DLC) também é utilizado para avaliar a conformabilidade do material, quando o material é sujeito à estampagem profunda ou a alimentação axial para expansão durante a hidroconformação. (RAMALHEIRA, 2008)

### 3.4.1 Deformações da matéria prima

As peças resultantes dos processos de fabricação por conformação são deformadas através da energia que é imposta ao material durante o processo com forças, tem como objetivo deformar plasticamente o material.

Deformações relativas:

$$\varepsilon = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \quad (4)$$

Deformações verdadeiras:

$$\varphi = \ln \frac{l_1}{l_0} \quad (5)$$

As deformações são parâmetros empregados nas análises dos processos de conformação.

O conhecimento das deformações que ocorrem num processo de conformação podem fornecer importantes informações tais como situação das tensões internas, possibilidade de reduzir etapas no processo e conhecimento do limite máximo de deformação.

### 3.4.2 Tensões em placas planas

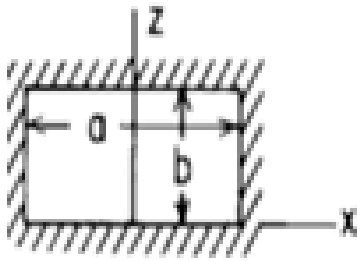
Young et al. 2002 listam equações para placas e cascas em diversas aplicações, para o caso de uma placa plana engastada em ambas extremidades, os autores listam a Equação 6 relacionando a geometria com a tensão no centro da

placa uniformemente carregada com a pressão  $q$ . A Figura 17 mostra como a equação se relaciona com a geometria e lista o valor  $\beta_2$  que deve ser considerado, conforme são alteradas as larguras  $a$  e  $b$ . Rearranjando a equação obtém-se a pressão estimada de conformação:

$$q = \frac{\sigma \cdot t^2}{\beta_2 \cdot b^2} \quad (6)$$

- Pressão inicial de conformação,  $q$
- Espessura da chapa,  $t$
- A tensão de escoamento,  $\sigma$
- Largura da base,  $b$
- Constante,  $\beta_1$

Figura 17 - Método de calculo área de conformação

<p>Placa Retangular com todas as bordas fixas</p> 	$\sigma = \frac{\beta_2 q b^2}{t^2}$						
	a/b	1.0	1.2	1.4	1.6	1.8	2.0
	$\beta_2$	0.1386	0,1794	0,2094	0,2286	0,2406	0,2472

Fonte: Adaptado de YOUNG & BUDYNAS, 2002



## 4. MATERIAL E MÉTODOS

### 4.1 PRODUTO

Para realização do estudo foram definidas as características importantes do produto que influenciam diretamente no processo ISF, estas são divididas em duas etapas, matéria prima e geometria.

#### 4.1.1 Matéria Prima

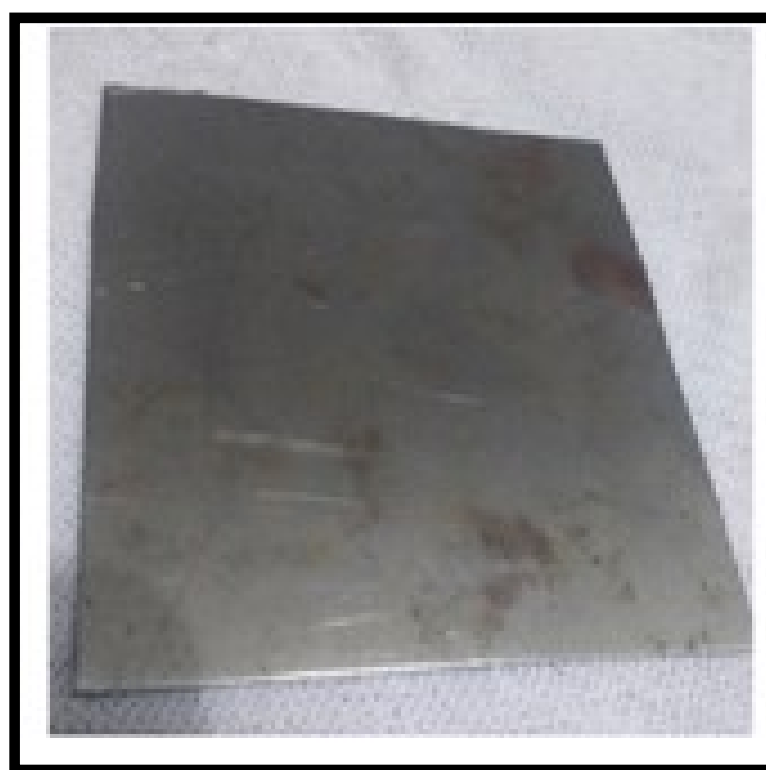
Para o estudo proposto neste trabalho a matéria prima para estampagem é chapa plana de com área de  $36,2\text{cm}^2$ , e espessura de parede de  $0,75\text{mm}$ , fabricado em aço de baixo carbono. Na Figura 18 mostra as principais dimensões do corpo de prova.

**Tabela 2 - Composição do aço de baixo carbono**

<b>%C</b>	<b>%Si</b>	<b>%Mn</b>	<b>%P</b>	<b>%S</b>	<b>%Al</b>	<b>%Nb</b>
0,1	0,01	0,46	0,021	0,016	0,031	0,001
<b>%V</b>	<b>%Ti</b>	<b>%Cr</b>	<b>%Ni</b>	<b>%Sn</b>	<b>%N</b>	<b>%Pb</b>
0,001	0,001	0,01	0,001	0,0035	0,0001	0,001

Fonte: Trintinaglia, 2017

**Figura 18 - Dimensões do corpo de prova**



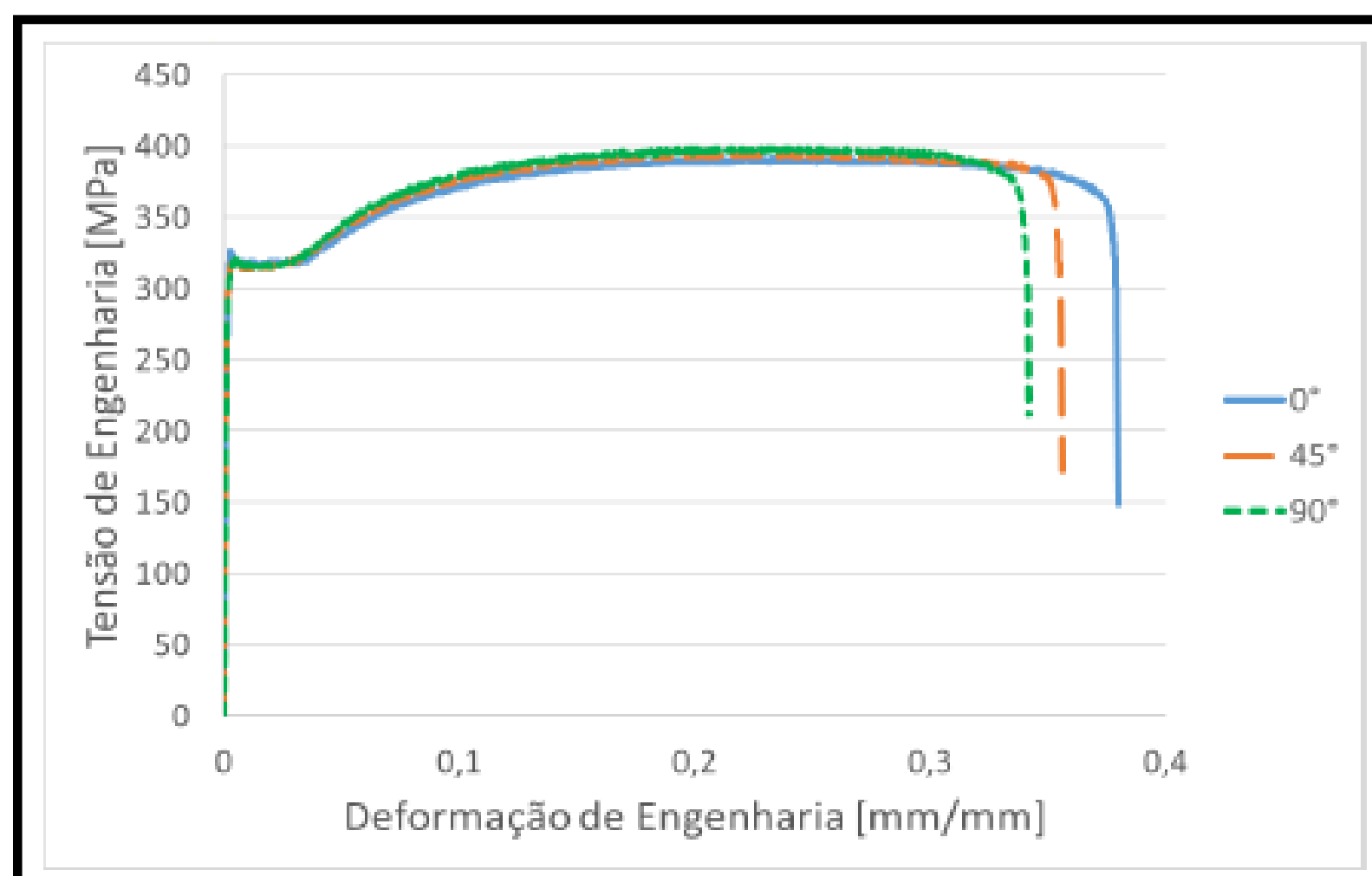
Fonte: Autor, 2018

As propriedades mecânicas do aço de baixo carbono utilizado neste trabalho tem como base bibliográfica a dissertação de Trintinaglia, 2017, no qual o autor

caracteriza alguns materiais para o processo de estampagem.

A Tabela 2 apresenta a composição química do material utilizado para obtenção dos dados apresentados, e na Figura 19 é apresentada a curva tensão de engenharia x deformação de engenharia, em ensaios realizados a 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação.

**Figura 19 - Gráfico Tensão x Deformação**



Fonte: Trintinaglia, 2017

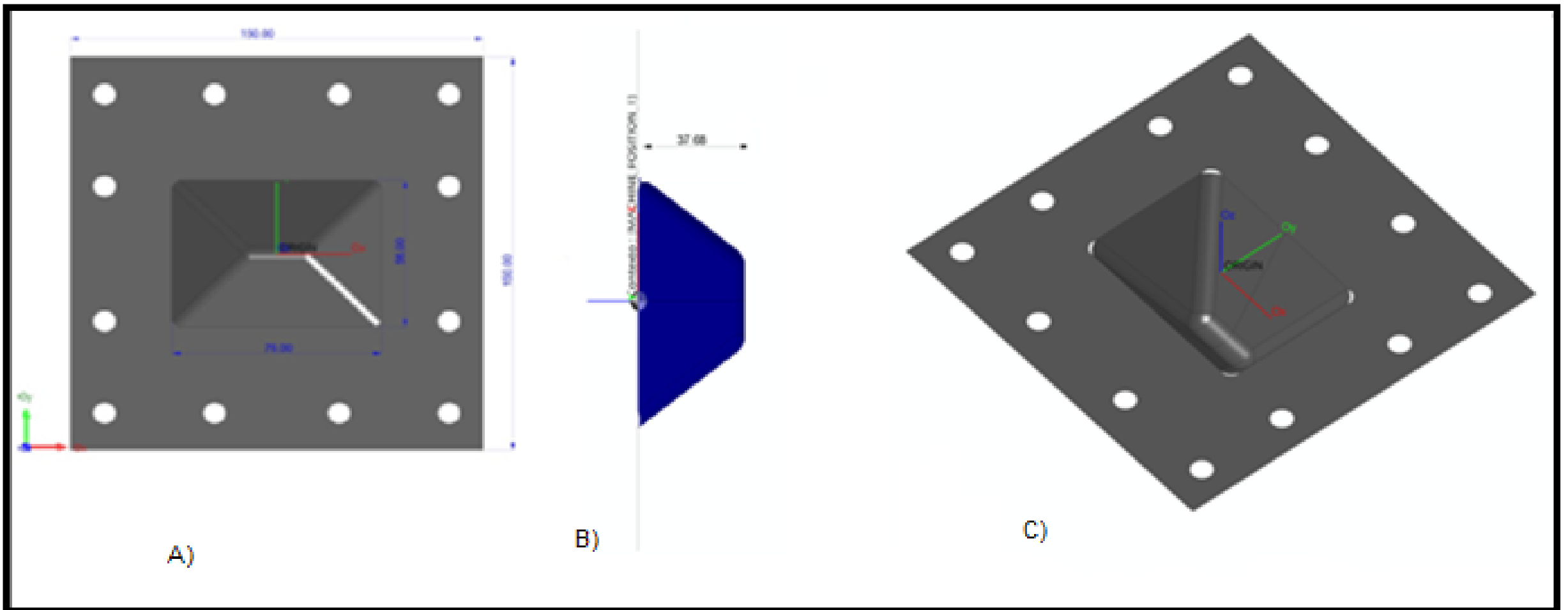
#### 4.1.2 Geometria

Como o objetivo de avaliar a viabilidade do processo selecionam-se duas geometrias para teste. Os testes iniciais concentraram-se no deslocamento do eixo vertical da máquina hidráulica pressionando a chapa no gabarito no teste um sem conter óleo e no teste dois com o auxílio do óleo hidráulico, mostrado na figura 20.

As geometrias das peças conformadas foram modeladas com o uso de um software de CAD, para realizar os demais testes tomaram-se como base teórica os estudos mencionados no referencial teórico, os cálculos de deformação aceitável do material, Equação 1 e força vertical Equação 6, são apresentados nos anexos os cálculos referentes, na Figura 22 (A, B e C) é apresentado a geometria com 27° de angulação na parede e na Figura 20 (A, B e C) é apresentado a geometria com 57° de angulação na parede.

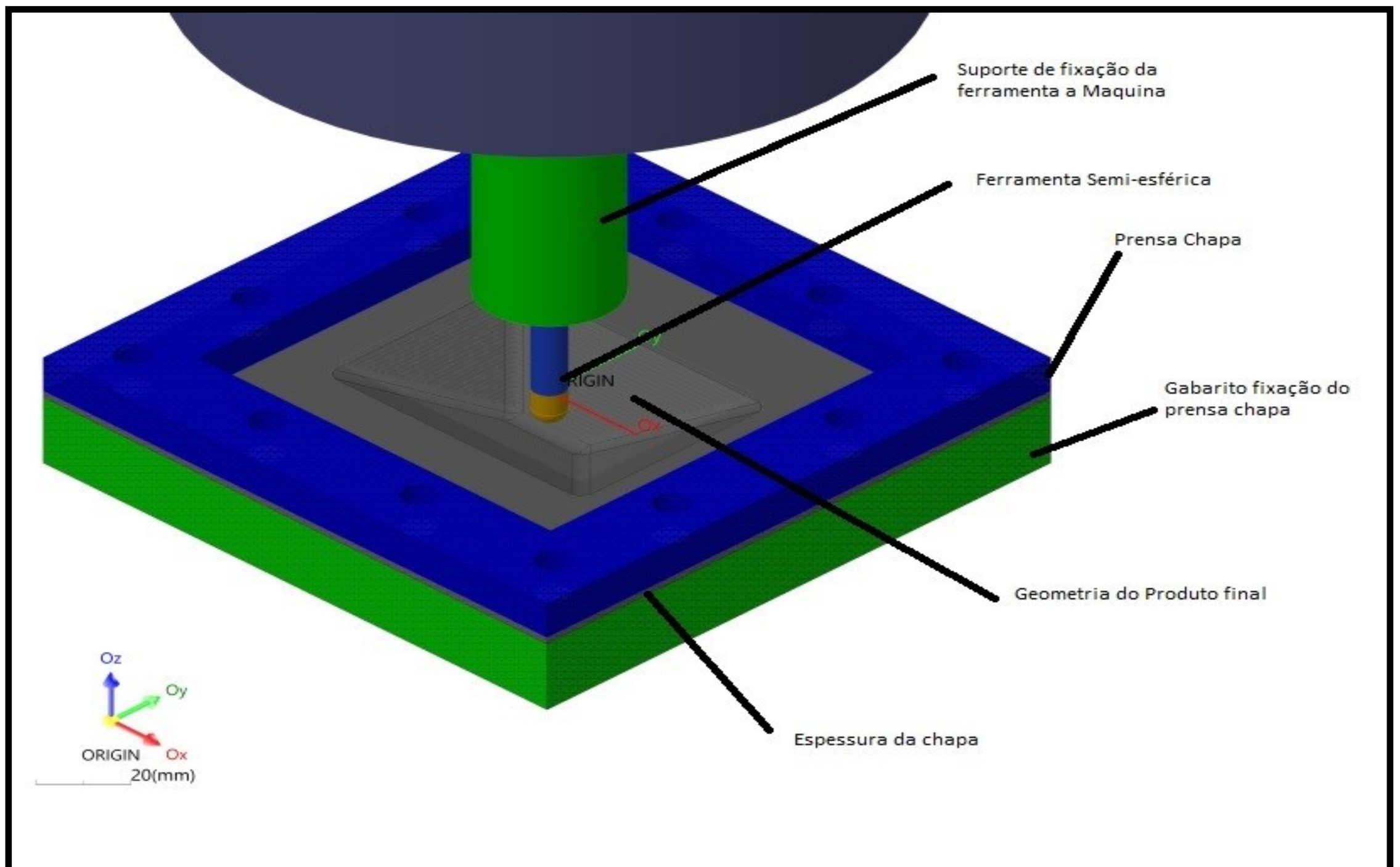


Figura 20 - Geometria com 57° de parede A) Vista Cima B) Vista Lateral C) Vista Isométrica



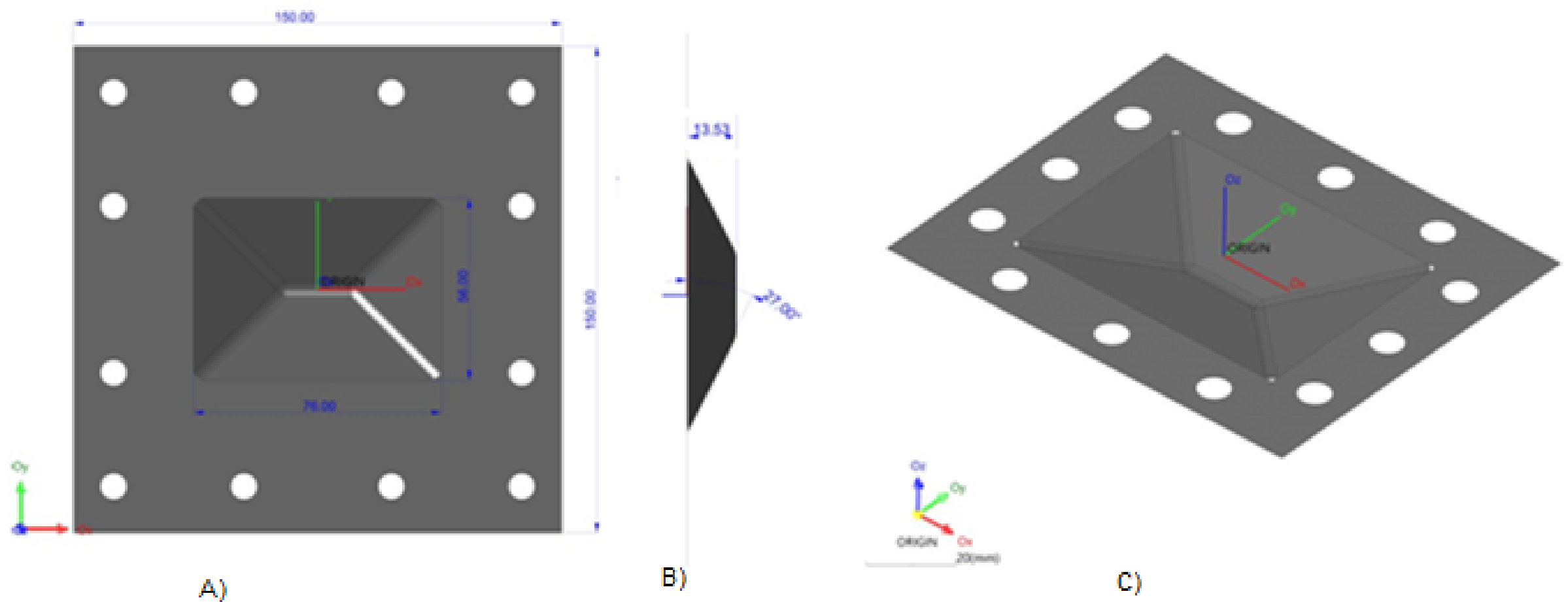
Fonte: Autor, 2018

Figura 21 - Gabarito de fixação



Fonte: Autor, 2018

Figura 22 - Geometria com 27° de parede A) Vista Cima B)Vista Lateral C)Vista Isométrica



Fonte: Autor, 2018

## 4.2 PROCESSO

### 4.2.1 Máquina

Com o objetivo de aplicar o processo de estampagem incremental utilizando um centro de usinagem CNC, mostra na Figura 23, os parâmetros da máquina são apresentados na Tabela 3 alguns fatores importantes para escolha da máquina, foram:

- Disponibilidade da máquina,
- Domínio da linguagem de programação pelo autor,
- Tamanho da peça,
- Forma construtiva
- Capacidade do comando
- Esforços suportados pela máquina.



Figura 23 - Centro de Usinagem CNC Hartford G 500



Fonte: Autor, 2018

Tabela 3 – Parâmetros de máquina

CNC Hartford G 500	
Comando	Mitsubishi M7200
Ano	2012
Peso na mesa	6860 N
Curso X	1000 mm
Curso Y	600 mm
Curso Z	630 mm
Cone de fixação	BT40
Avanço Max	20 m/min
Magazine	24 Ferramentas
Rotação	10.000 RPM
Sobrecarga nos eixos (N.m/s)	220.000 N.m/s

Fonte: Autor, 2018

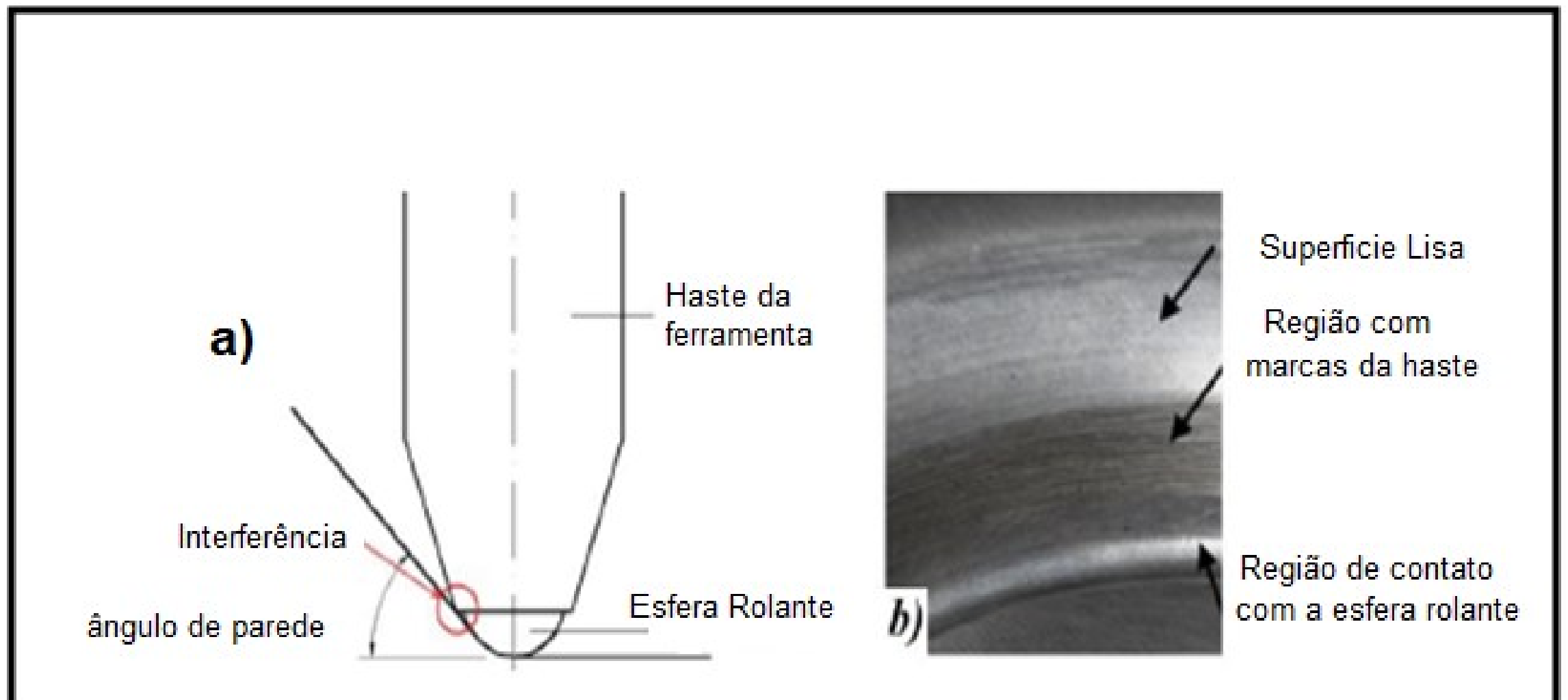
#### 4.2.2 Ferramentas

A ferramenta Figura 25A utilizada no teste 1 e no teste 2 possui uma geometria com ponta semiesférica sólida, fabricada com aço SAE 5140 com uma dureza média de 49 HRC e acabamento pós tempera.

A ferramenta Figura 25B foi utilizada nos testes (3 , 4 , 7 ,8), a mesma possui ponta semi esférica solida, fabricada em aço SAE 9164 com uma dureza média de 60 HRC e acabamento polido, na Tabela 4 apresentam-se as propriedade das ferramentas , definidas pela empresa responsável pela tempera do ferramental.

A ferramenta mostrada na Figura 25C utilizada no teste cinco e no teste seis possui uma geometria baseada no trabalho de (LIRIO et al., 2017) onde a ponta possui um alojamento para a esfera (Figura 24), e a haste desta ferramenta possui tratamento térmico e revenimento atingindo maior resistência ao atrito, possui dureza de 50 HRC, a esfera possui uma dureza na media de 60 a 66 HRC.

Figura 24 – A) ferramenta roletada b) acabamento da amostra



Fonte: (FRITZEN, 2016)

Tabela 4 - Tratamento térmico ferramentas

	Ferramenta	Tempera austênica	Revenimento	Dureza Media
Ferramenta A	Ø 8 mm SAE 5140	845°C	180°C 1 Hora	49 HRC
Ferramenta B	Ø 8mm Aço SAE 9254	890°C	180°C 1 Hora	60 HRC
Ferramenta C haste	Ø 8 mm Aço Prata Rolamentada (haste)	890°C	180°C 1 Hora	50 HRC
Ferramenta C rolamento esfera	Esfera SAE 52100	Utilizado Esfera de rolamento	Utilizado Esfera de rolamento	60 a 66 HRC

Fonte: Autor, 2018

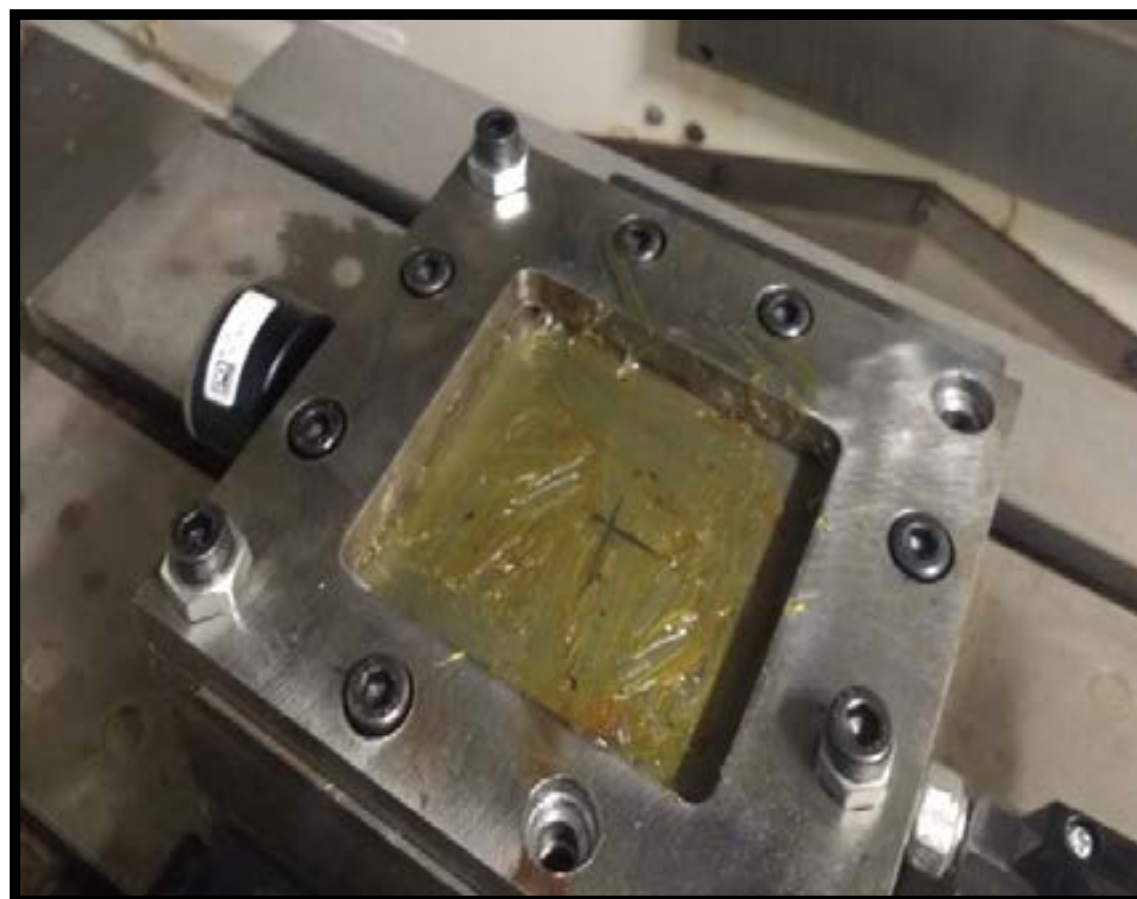


**Figura 25 - Ferramentas**

Fonte: Autor, 2018

### 4.2.3 Lubrificação

Para redução do atrito e aquecimento entre a interface ferramenta/peça, utilizou-se como lubrificante uma graxa com base no trabalho realizado por (CAVALER, 2010).

**Figura 26 - Graxa lubrificante**

Fonte: Autor, 2018

A graxa utilizada é recomendada para rolamentos, do tipo sabão a base de lítio com bissulfeto de molibdênio grafitada, com consistência dois na escala NLGI

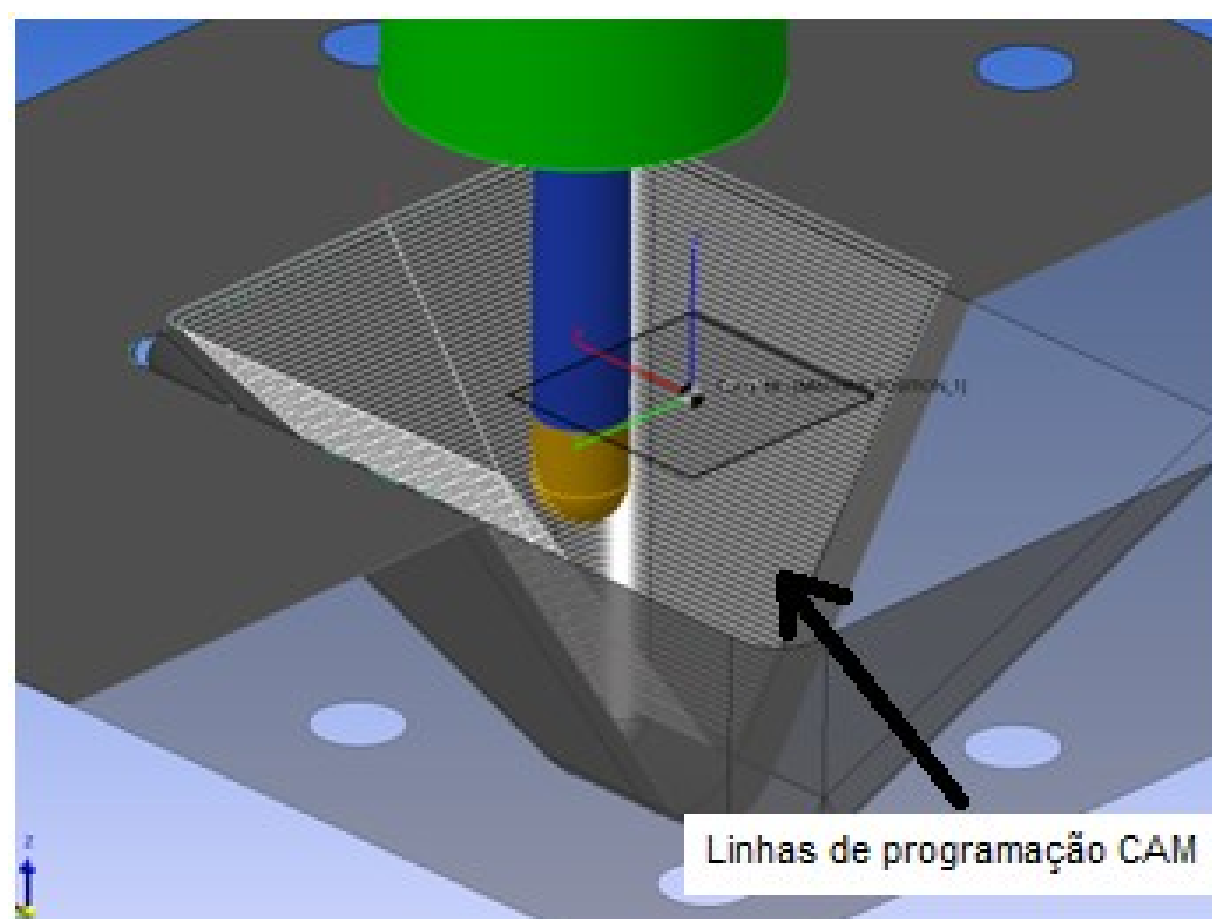
(*National Grease Lubricating Institute*). Esta graxa tem como temperatura de trabalho entre  $-10\text{ C}^\circ$  até  $150\text{ C}^\circ$ . Os principais benefícios desta graxa são: proteção contra cargas pesadas e de choque, excelente estabilidade ao cisalhamento.

#### 4.2.4 Estratégia e Parâmetros

A estratégia empregada nos ensaios (1,4,5 e 7) foi baseada no processo denominado de estampagem Incremental com ponto simples ou SPIF. Neste método a ferramenta descola-se em um único eixo pressionando o material (incremento), logo após realiza o deslocamento nos demais eixos formando a geometria, considerando que neste sistema não se utiliza matriz de apoio, a Figura 27 mostra a estratégia programada no software CAM e utilizada

A estratégia empregada nos ensaios (2,3,6 e 8) foi baseada no processo de estampagem incremental de ponto duplo, onde oferece uma contra tensão à chapa no momento da conformação, isto se traduz em peças com maior precisão dimensional e riqueza de detalhes, porém nas pesquisas realizadas não se obteve sucesso em encontrar trabalhos em que se utiliza, um fluido incompressível como contra tensão, na Tabela 5 exemplifica os parâmetros de testes realizados, a Figura 27 mostra a estratégia programada no software CAM.

**Figura 27 - estratégia de conformação ISF**



**Fonte: Autor, 2018**



Tabela 5 – Parâmetros de ensaios

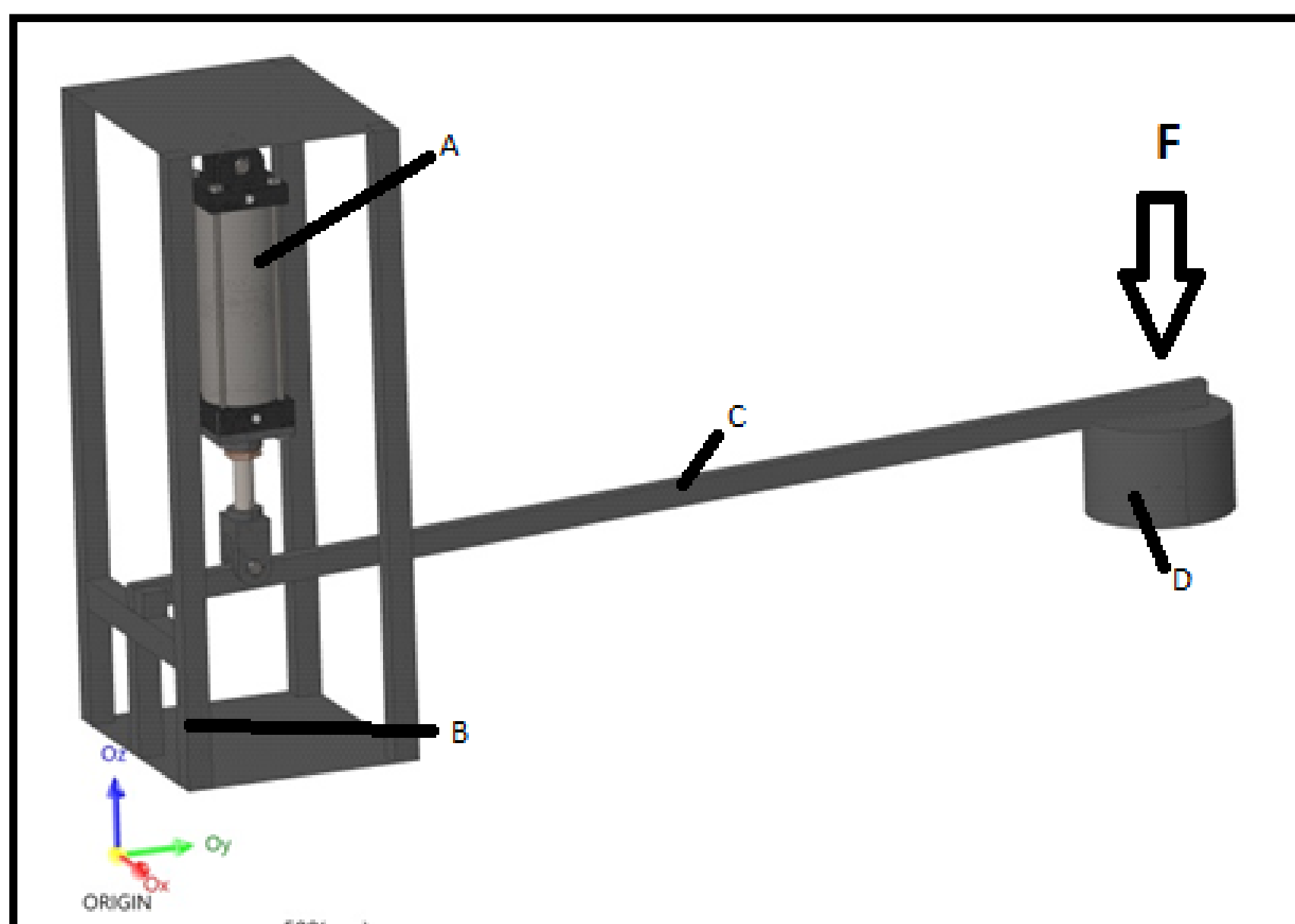
Parâmetro	Teste 1	Teste 2	Teste 3	Teste 4	Teste 5	Teste 6	Teste 7	Teste 8
<b>Máquina</b>	Prensa Hidráulica	Prensa Hidráulica	Hartford G500	Hartford G500	Hartford G500	Hartford G500	Hartford G500	Hartford G500
<b>Ferramenta Ø 8mm</b>	Semi esférica solida Ferramenta (A)	Semi esférica solida Ferramenta (A)	Semi esférica solida Ferramenta (B)	Semi esférica solida Ferramenta (B)	Com ponta esférica (C)	Com ponta esférica (C)	semi esférica solida Ferramenta (B)	semi esférica solida Ferramenta (B)
<b>Rotação da ferramenta [RPM]</b>	0	0	50	50	50	50	50	50
<b>Incremento (Δz) [mm]</b>	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2
<b>Avanço Lateral [mm/s]</b>	0	0	1000	1000	1000	1000	1000	1000
<b>Sentido de deslocamento</b>	S/estratégia	S/estratégia	Contorno	Contorno	Contorno	Contorno	Contorno	Contorno
<b>Tempo Programado [min]</b>	10	10	3	3	3	3	7	7
<b>Profundidade programada [mm]</b>	13,53	13,53	13,53	13,53	13,53	13,53	37,68	37,68
<b>Ângulo programado [°]</b>	27°	27°	27°	27°	27°	27°	57°	57°
<b>Pressão do Fluido na Matriz [KPa]</b>	0	600	Entre 200 e 400	0	0	Entre 200 e 400	0	Entre 200 e 400

Fonte: Autor, 2018

#### 4.2.5 Sistema de controle de Pressão hidráulica

Este esquema Figura 28 é simplificado, mas já inclui os principais elementos para o funcionamento do sistema, o esquema se faz necessário para um controle permanente da pressão exercida dentro da cavidade.

**Figura 28 – Esquema de controle da pressão interna**  
a) cilindro b) estrutura c) braço de alavanca d) contra peso



Fonte: Autor, 2018

##### 4.2.5.1 Cilindro Hidráulico

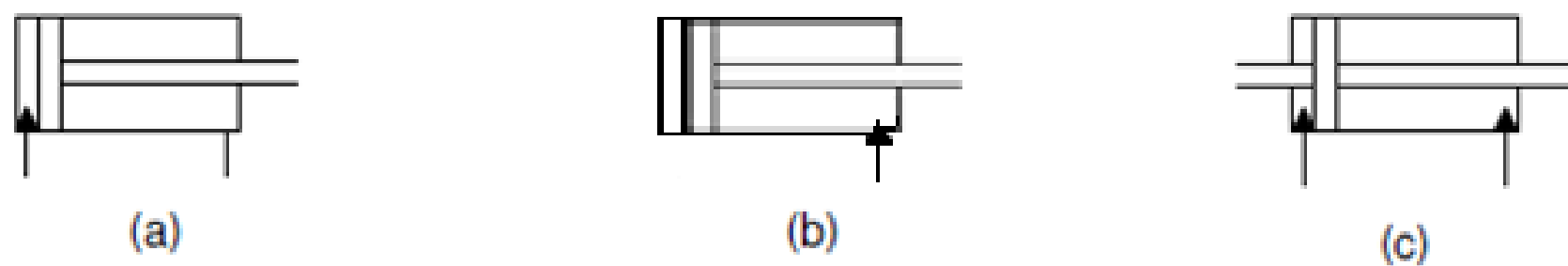
Os cilindros hidráulicos têm a função de transformar energia hidráulica em energia mecânica. Existem diversos tipos de cilindros hidráulicos, para as mais variadas aplicações. Um dos itens para classificar tais equipamentos está relacionado com a forma de ação que pode ser simples ou dupla.

Nos cilindros hidráulicos de simples ação a potência hidráulica é efetiva em apenas uma câmara do cilindro mostrado na Figura 29 a, nos cilindros de dupla ação e haste dupla com o mesmo diâmetro (cilindros simétricos) mostrado na Figura 29C as forças de atuação e velocidades são iguais para carga e vazão de



suprimentos constantes em ambos os sentidos do movimento. (PEREIRA, 2006)

**Figura 29 - Cilindros hidráulicos:**  
(a) e (b) de simples ação, (c) de dupla ação



Fonte: (PEREIRA, 2006)

Para os ensaios utilizou-se a configuração de acionamento simples Figura 29 B, tendo como referencia a Equação 7 para obter a pressão necessária de conformação mecânica de chapas, sabendo que a área a ser utilizada é a diferença entre a área do embolo menos a área da haste.

**Tabela 6 - Parâmetros do cilindro hidráulico**

Ø do embolo	50,8 [mm]
Ø da haste	25,4 [mm]
Curso máximo	320 [mm]

Fonte : Autor, 2018

#### 4.2.5.2 Óleo Hidráulico

Segundo o fabricante, o óleo mineral, ISO VG 68 mostrado na Figura 30, serve para aplicações industriais e automotivas, a Tabela 7 mostra as principais características que levaram a escolha do mesmo, tais como:

- Boa resistência à oxidação
- Boa resistência à formação de espuma
- Capacidade de suportar cargas
- Mantem a pressão constante, mesmo quando contaminado com água.

Figura 30 - Óleo hidráulico



Fonte: Autor, 2018

Tabela 7 - Propriedades Do Óleo hidráulico

Características	Método	Resultados
Viscosidade cSt		32
cSt @ 40°C	ASTM D 445	61,2/4,8
cSt @ 100°C tip	ASTM D 445	8,1
Índice de viscosidade	ASTM D 2270	90
Ponto de fulgor (°)	ASTM D 92	204
Ponto de mínima fluidez	ASTM D 97	-3
Cor. Máx.	ASTM D 1500	4
Densidade (20°)	ASTM D 4052	0,8780

Fonte: Autor. 2018

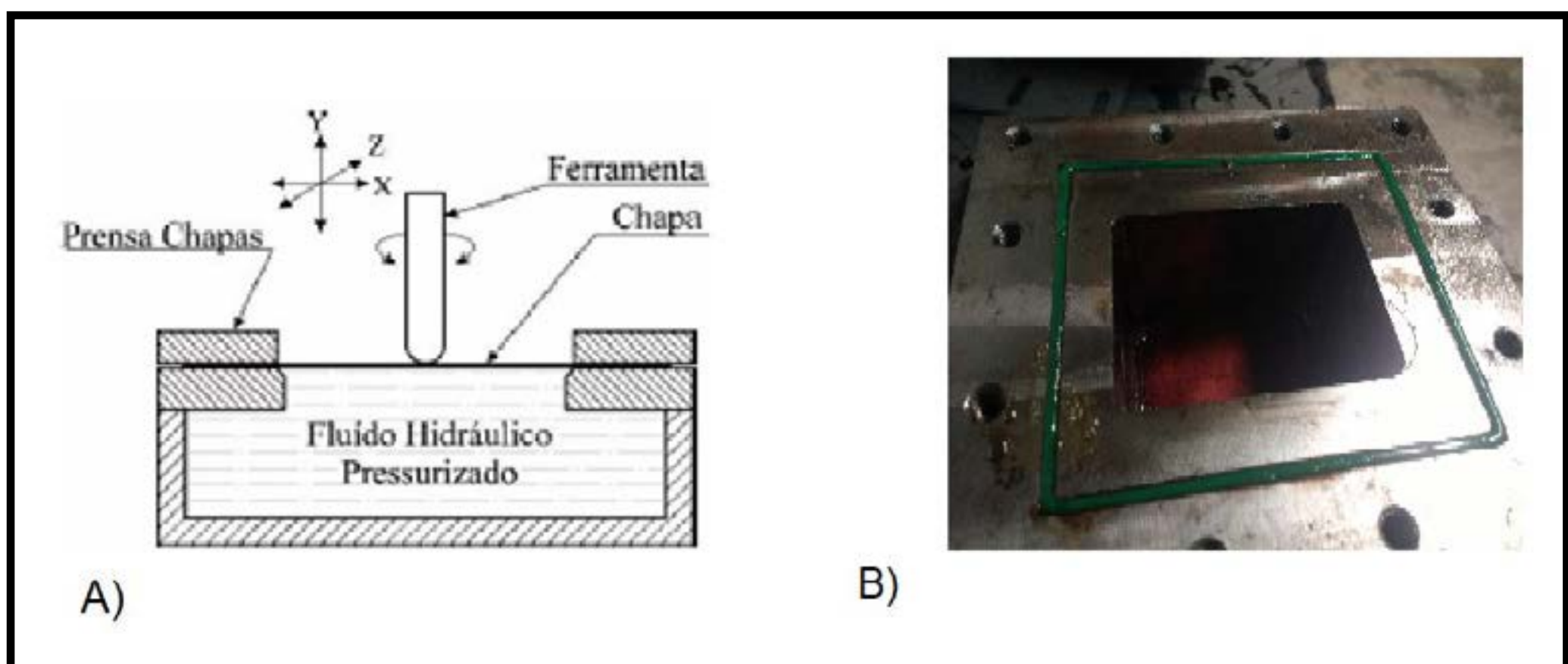


#### 4.2.6 Gabarito de conformação (matriz de estampagem)

Na linha de derivações do processo puro de ISF, (KUMAR, 2015) relata a utilização de fluido no processo ISF, nomeando de *Single Point Incremental Hydro-Forming – SPIF+HF*. Trata-se de um processo SPIF normal, mas na superfície da chapa que não tem contato com a ferramenta de estampagem, é suportada por um fluido hidráulico pressurizado conforme mostrado na Figura 31 A. Na Figura 31 B apresenta-se o modelo realizado tendo a Equação 6 apresentado na Figura 17 onde é citada no item 3.4.2.

Embora o autor relate esta derivação da ISF, o mesmo não descreve maiores detalhes sobre as características construtivas do dispositivo, não menciona alguma vantagem, desvantagem ou aplicação direta desta técnica.

Figura 31 - Gabarito de conformação a) modelo proposto por (KUMAR, 2015) b) modelo realizado nos ensaios

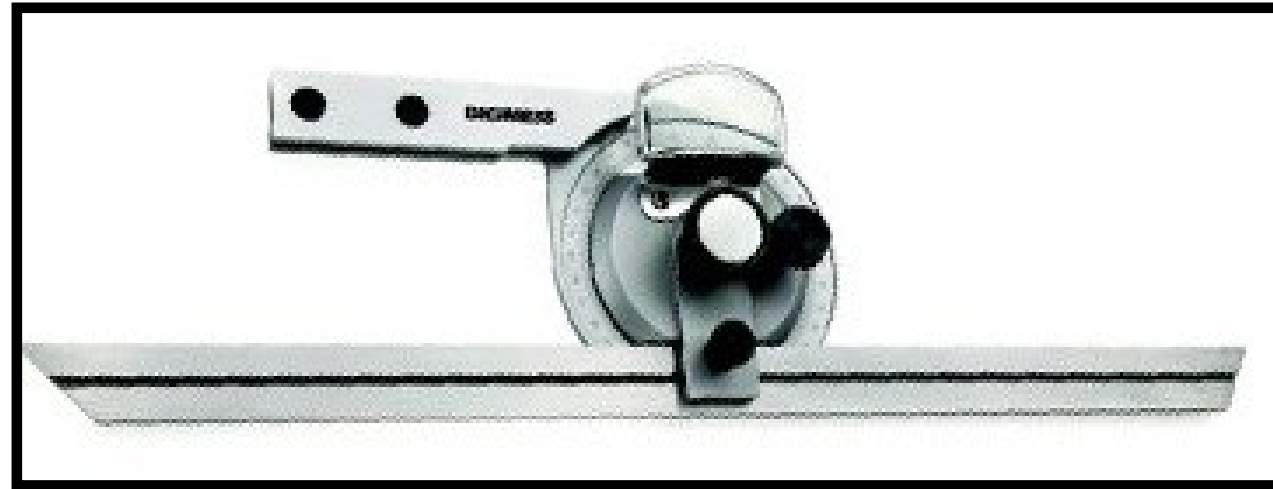


Fonte: (RIOS, 2014)

#### 4.2.7 Instrumento de Medição

Para a medição do ângulo de parede foi utilizado o goniômetro da marca digmens mostrado na Figura 32, para a qualidade superficial do acabamento da área de estampagem foi utilizado o rugosímetro da marca time conforme mostrado na Figura 34, para a medição da espessura da deformação verdadeira foi utilizado o paquímetro da marca mitutoyo com resolução de 0,05 mm conforme mostrado na Figura 33.

**Figura 34 - Goniômetro**



Fonte: Autor, 2018

**Figura 33- Rugosímetro**



Fonte: Autor, 2018

**Figura 32 - Paquímetro**



Fonte: Autor, 2018

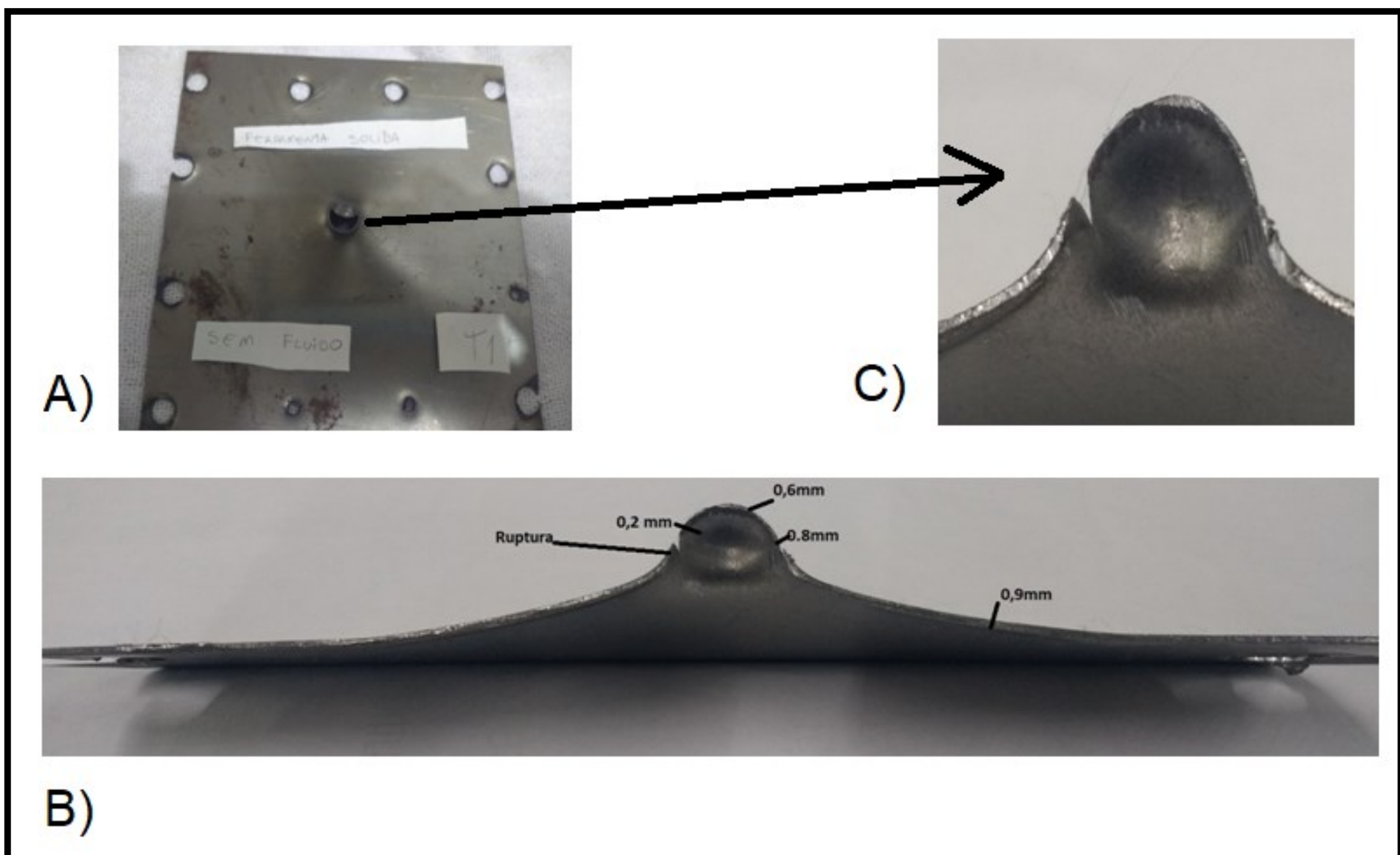


## 5. RESULTADOS

Neste capítulo será descrita a análise dos dados obtidos experimentalmente do processo de estampagem incremental deste trabalho.

Foram realizados oito testes com duas geometrias diferentes. A Figura 35 apresenta a geometria obtida no primeiro teste, este teste é uma estimativa de comportamento da chapa quando submetida ao esforço de uma ferramenta semi esférica, o corpo de prova é fixado ao prensa chapa da matriz onde a mesma não possui contra pressão do fluido de óleo, como resultado a chapa rompeu após o manômetro da prensa hidráulica marcar 1,1 KPa de pressão.

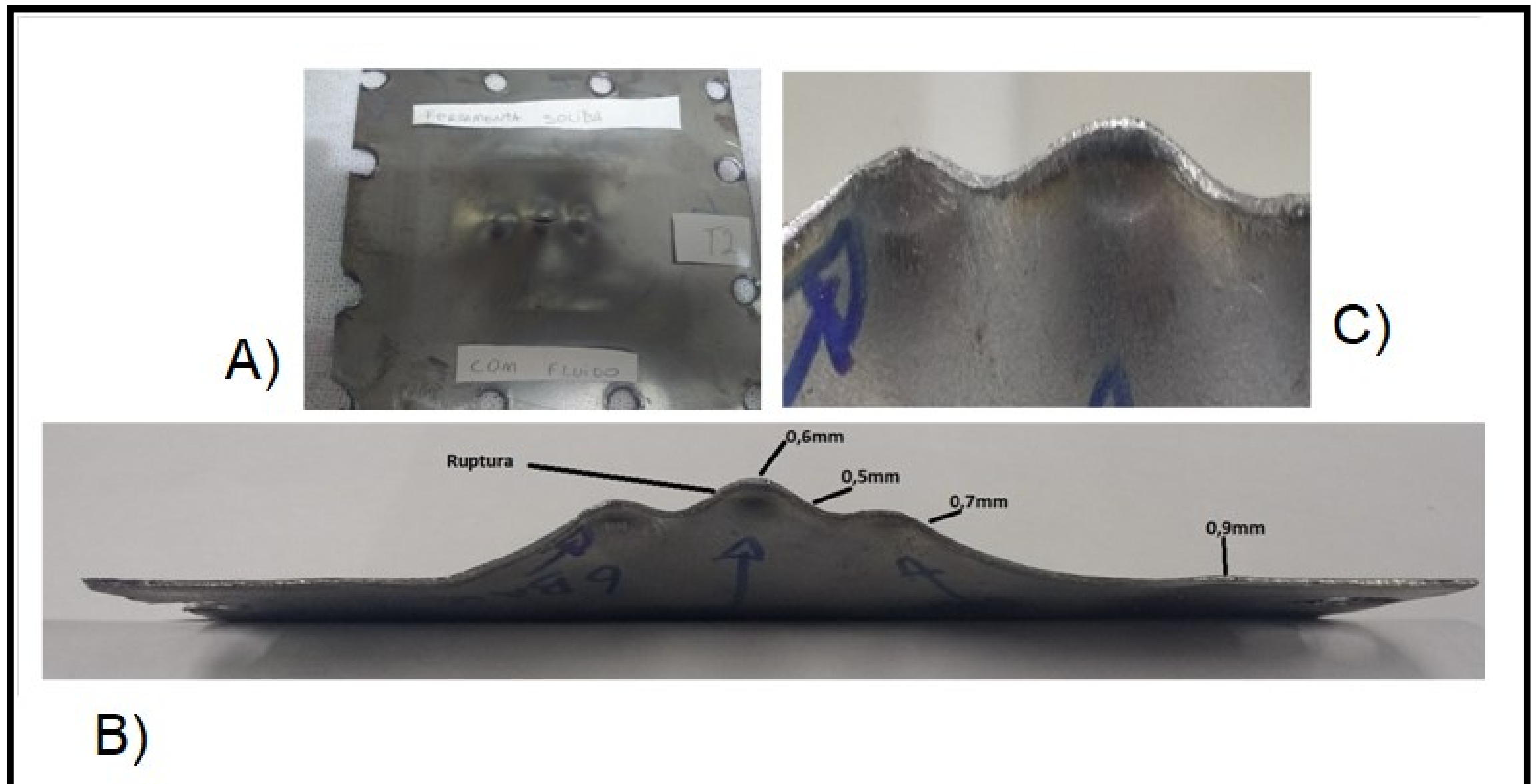
Figura 35 - Teste 1



Fonte: Autor, 2018

A Figura 36 apresenta a geometria do teste número 2, neste teste as válvulas foram fechadas mantendo a pressão interna conforme a ferramenta se desloca em sentido vertical, a pressão no manômetro aumenta. Esse teste apresentou comportamento diferente do primeiro teste em relação à força de conformação, o manômetro da prensa hidráulica acusou 400 KPa, antes de romper a chapa.

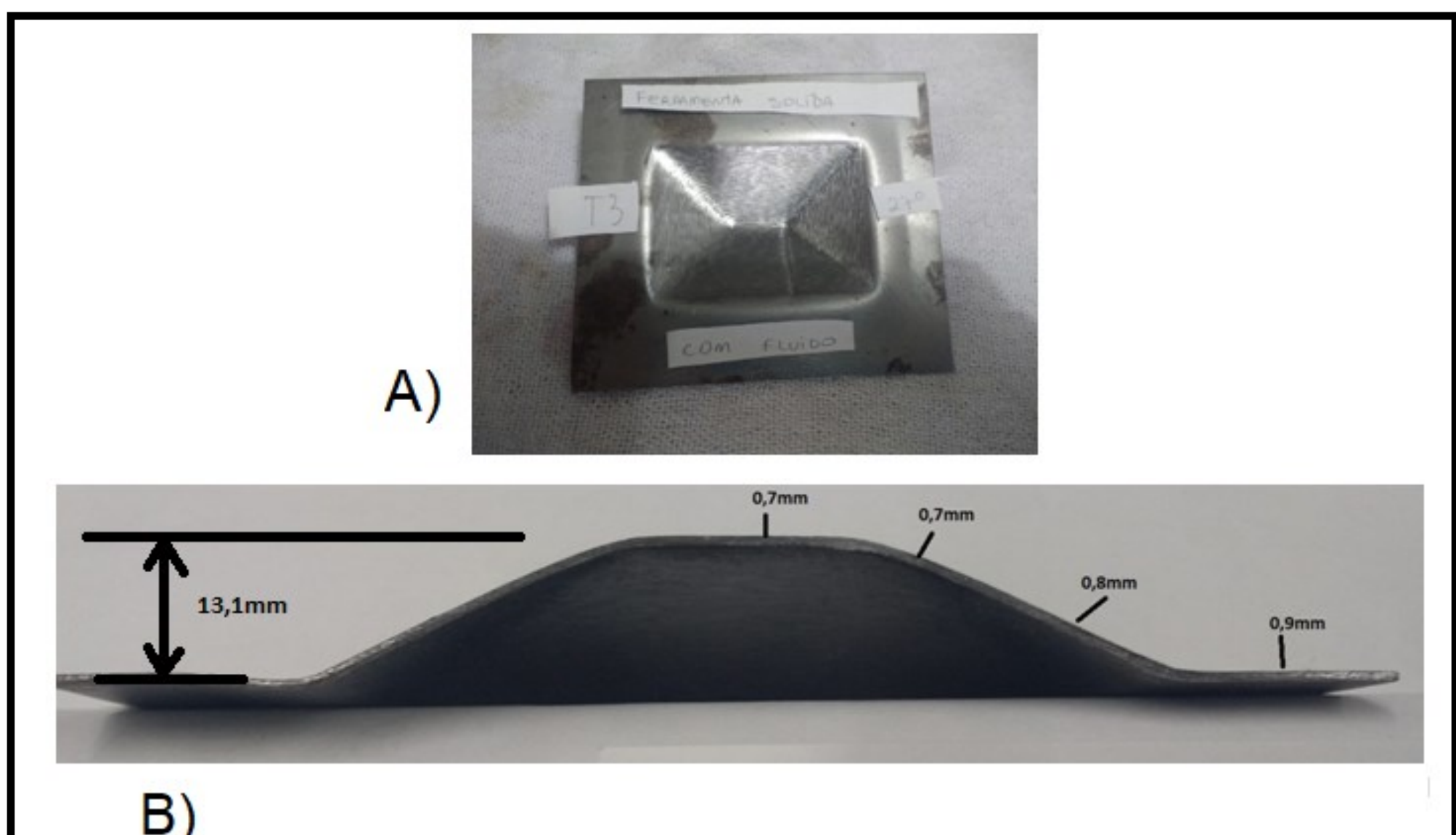
Figura 36 - Teste 2



Fonte: Autor, 2018

A Figura 37 apresenta a geometria do teste 3, que realiza o *SPIF+HF* (*Single Point Incremental Hydro-Forming*), na qual a ferramenta sólida desloca-se com rotação de 50 RPM sobre a peça. Neste teste obteve-se rugosidade da superfície conformada de  $1,48 \mu\text{m}$ , e a menor espessura encontrada foi de 0,7mm.

Figura 37 - Teste 3

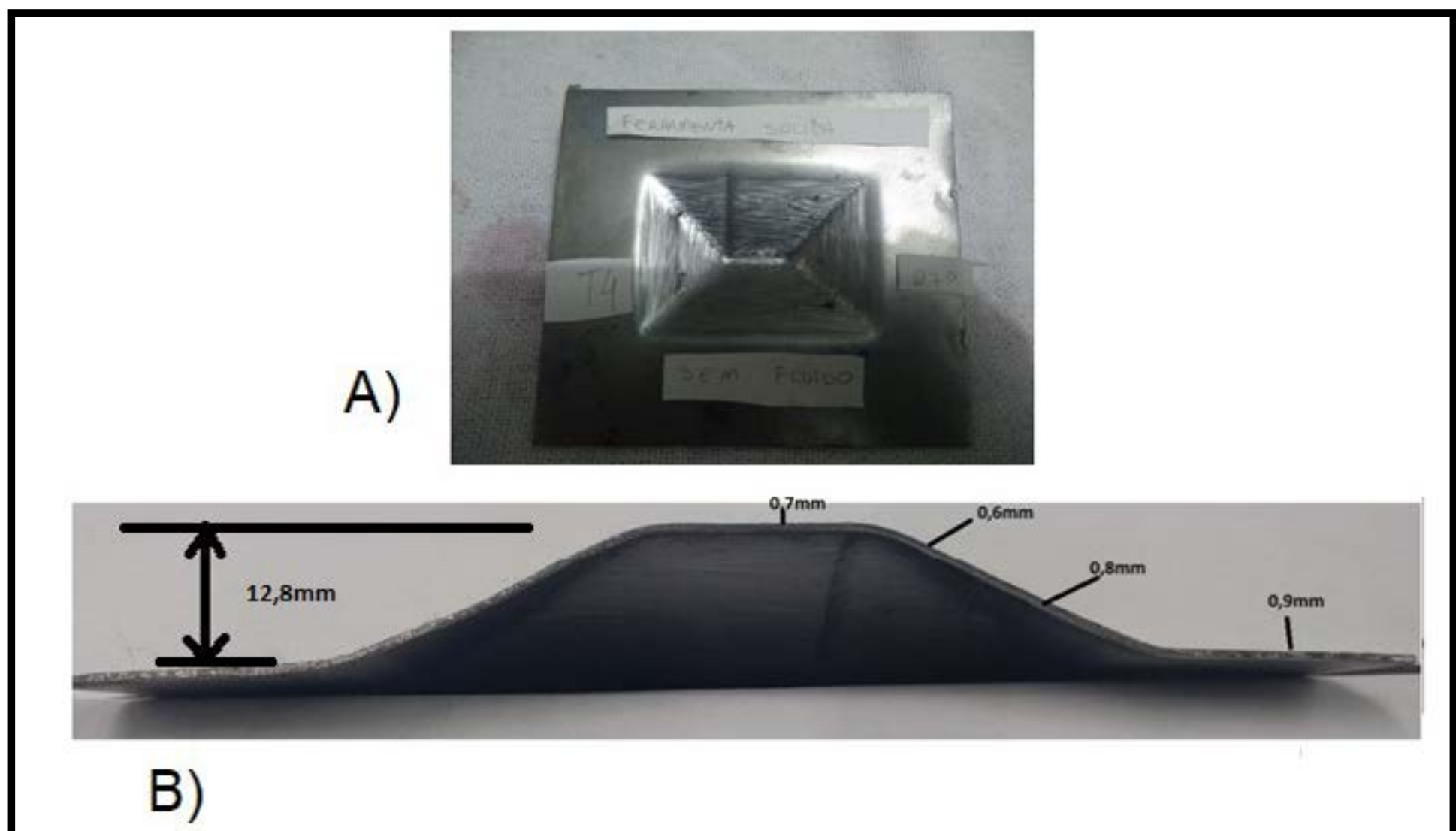


Fonte: Autor, 2018



A Figura 38 apresenta a geometria do teste 4, que realiza o ISF de ponto simples, na qual a ferramenta sólida desloca-se com rotação de 50 RPM sobre a peça. Neste teste obteve-se rugosidade da superfície conformada de  $1,55 \mu\text{m}$ , e a menor espessura encontrada foi de  $0,6\text{mm}$ .

Figura 38 - Teste 4

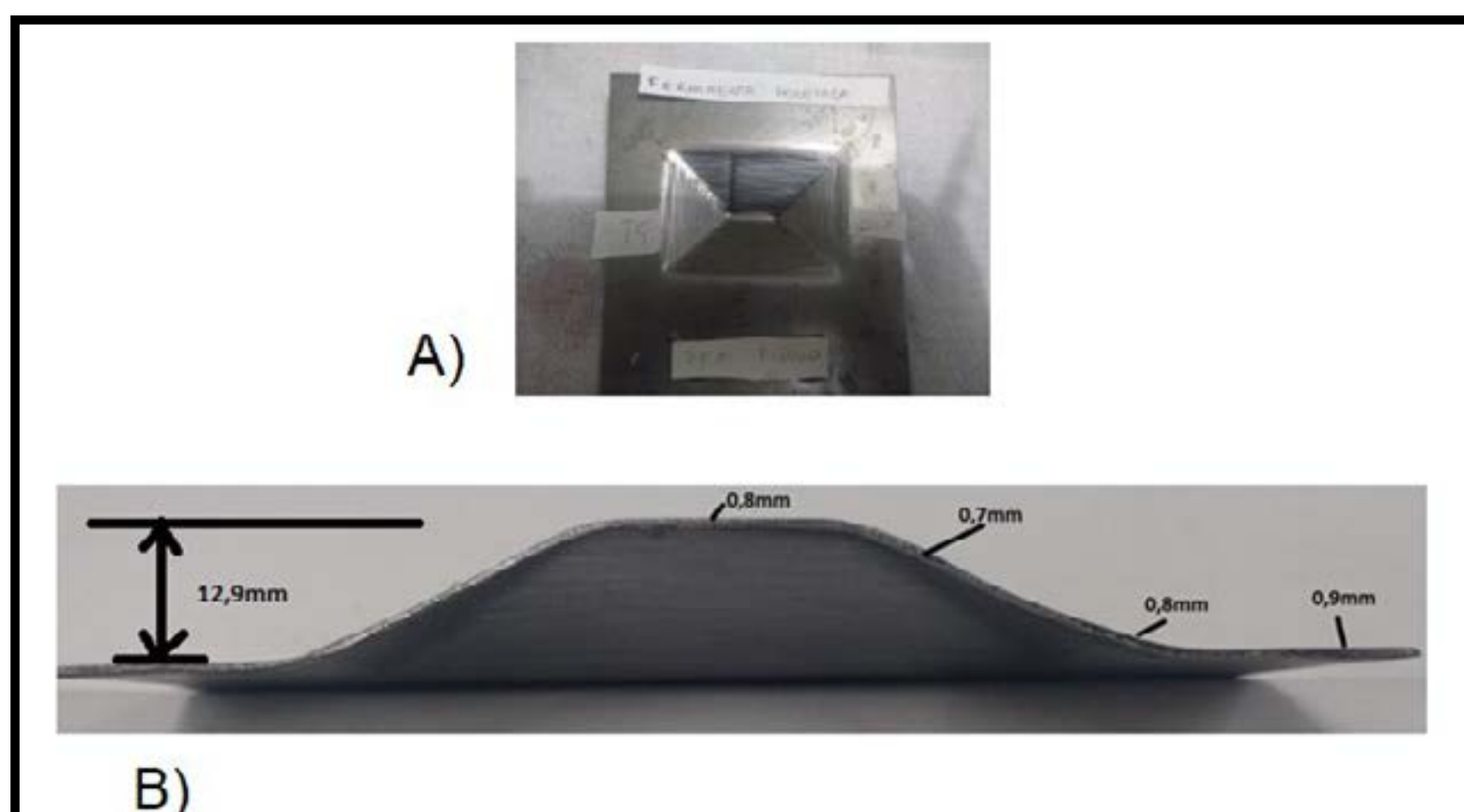


Fonte: Autor, 2018

Na Figura 39 apresenta a geometria do teste 5, o teste realiza o ISF de ponto simples, no qual a ferramenta de rolamento deslocou-se livremente sobre a peça.

A rugosidade da superfície obtida é de  $1,71 \mu\text{m}$ , e a menor espessura encontrada foi de  $0,7\text{mm}$ .

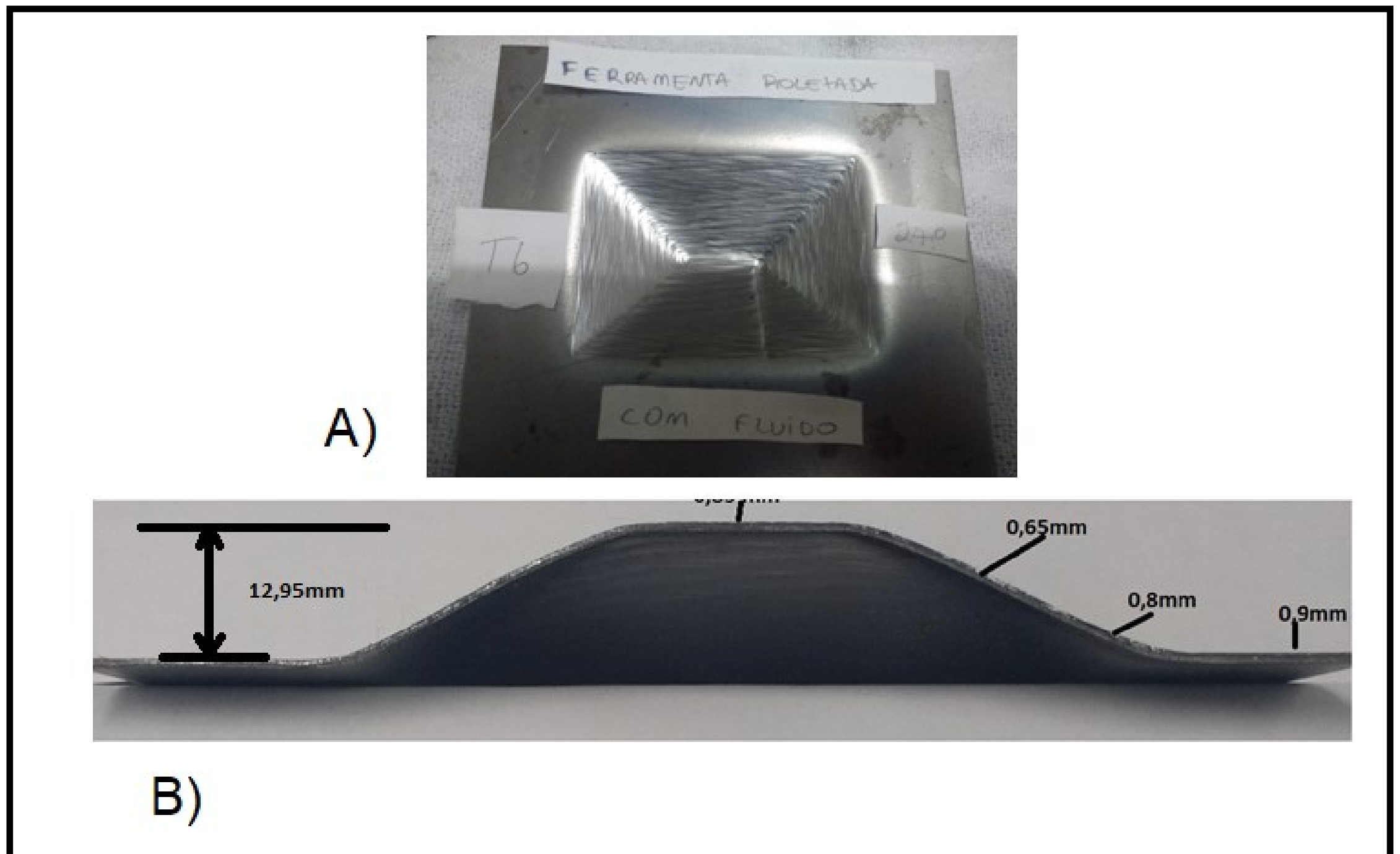
Figura 39 - Teste 5



Fonte: Autor, 2018

Na Figura 40 apresenta a geometria do teste 6, o teste realiza o *SPIF+HF* (*Single Point Incremental Hydro-Forming*), no qual a ferramenta de rolamento deslocou-se com rotação de 50 RPM sobre a peça. Neste teste apresentou rugosidade da superfície conformada de  $1,40\ \mu\text{m}$ , e a menor espessura encontrada foi de  $0,65\text{mm}$ .

Figura 40 - Teste 6



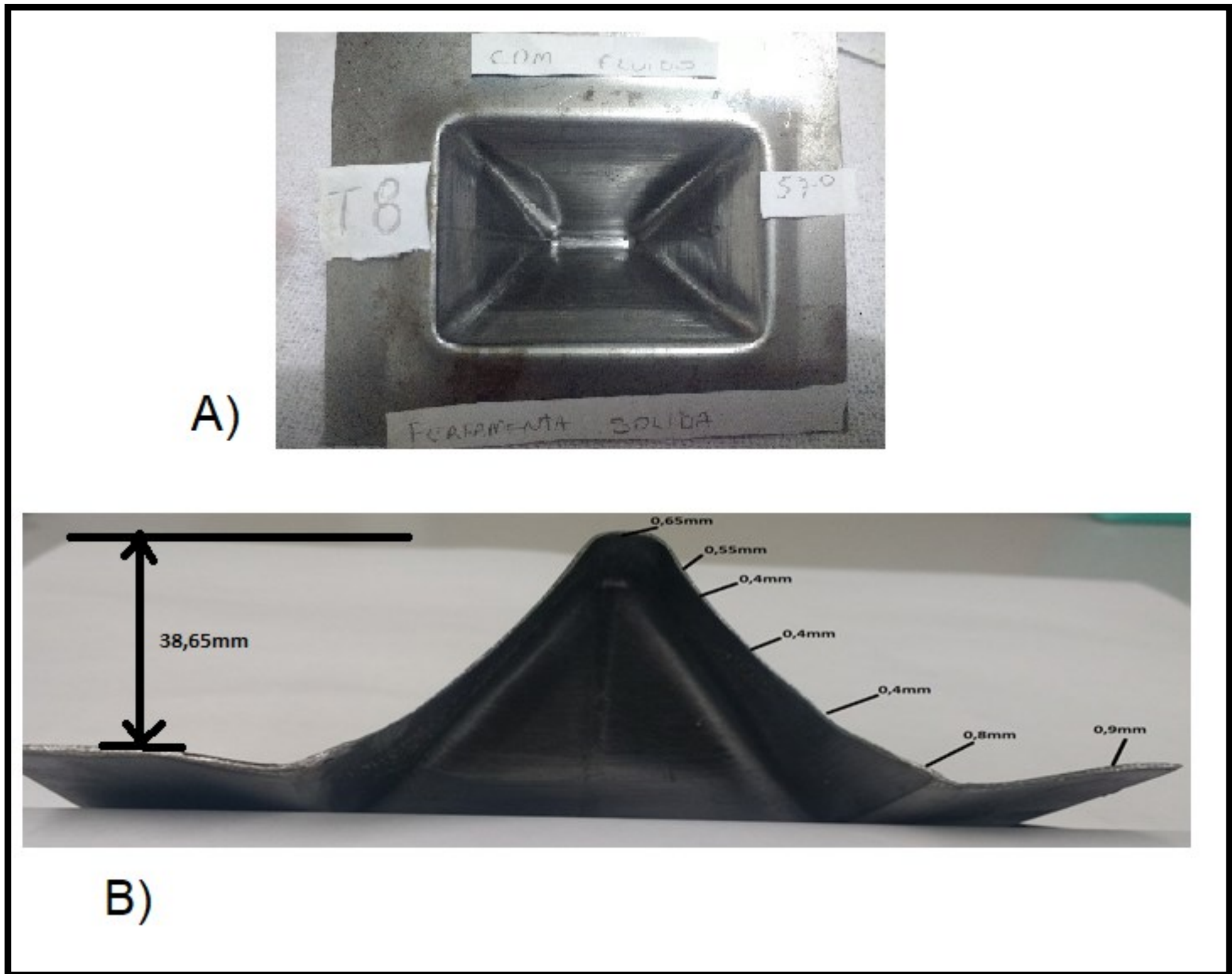
Fonte: Autor, 2018

A Figura 42 apresenta a geometria do teste 7, o teste realiza o ISF de ponto simples, no qual a ferramenta semiesférica sólida deslocou-se livremente sobre a peça. Este teste apresentou rugosidade da superfície conformada de  $1,71\ \mu\text{m}$ , e a menor espessura encontrada foi de  $0,7\text{mm}$ .

A Figura 41 apresenta a geometria do teste 8, o teste realiza o *SPIF+HF* (*Single Point Incremental Hydro-Forming*), no qual a ferramenta de rolamento deslocou-se com rotação de 50 RPM sobre a peça. Este teste apresentou rugosidade da superfície conformada de  $1,40\ \mu\text{m}$ , e a menor espessura encontrada foi de  $0,65\text{mm}$ .

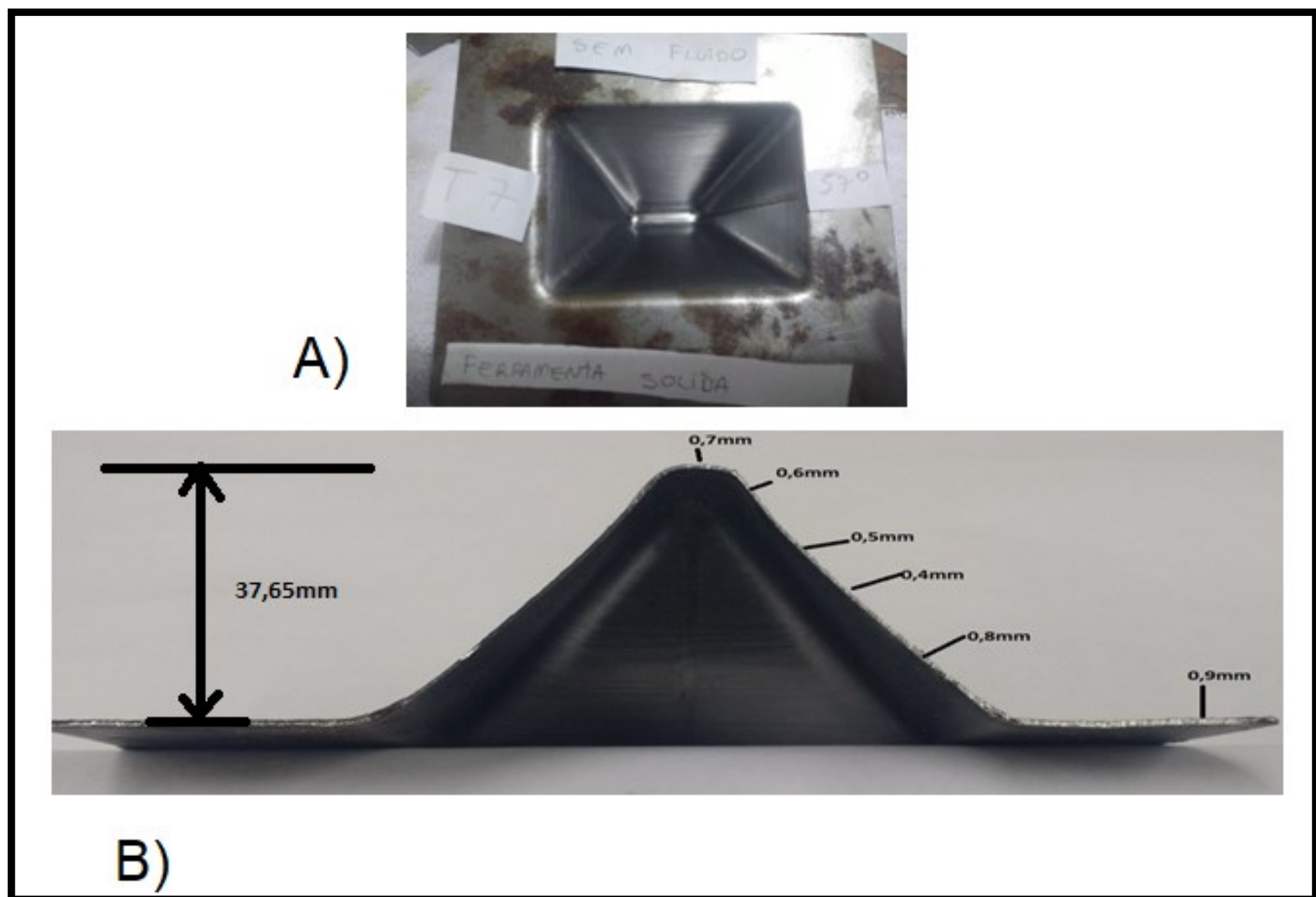


Figura 41 - Teste 8



Fonte: Autor, 2018

Figura 42 - Teste 7



Fonte: Autor, 2018

## 5.1 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Para uma análise completa, agrupam-se os resultados em Tabelas, visualizando os resultados obtidos. Em nenhum ensaio foram observadas rupturas ou fissuras, sendo que os ensaios com ângulo de parede de 27° com óleo apresentaram melhor acabamento superficial. Para o ângulo de parede de 57°, obteve-se um acabamento inferior quando utilizada a hidroconformação, Conforme é possível visualizar na Tabela 8.

**Tabela 8 - Resultados obtidos nos ensaios**

Parâmetro	Teste 3	Teste 4	Teste 5	Teste 6	Teste 7	Teste 8
Ruptura ou fissuras	Não	Não	Não	Não	Não	Não
Acabamento obtido	1,48 µm	1,55 µm	1,71 µm	1,40 µm	1,27 µm	1,38 µm
Capacidade Maquina eixo Z	16%	13%	12%	18%	14%	28%
Pressão Constante	Entre 200 e 400	0	0	Entre 200 e 400	0	Entre 200 e 400

Fonte: Autor, 2018

**Tabela 9 - Resultados na espessura**

	Teste 3	Teste 4	Teste 5	Teste 6	Teste 7	Teste 8
Espessura de parede estimada [mm]	0,80	0,80	0,80	0,80	0,49	0,49
Espessura de parede obtida [mm]	0,70	0,60	0,65	0,65	0,40	0,40
Diferença[%]	13%	25%	19%	19%	18%	18%

Fonte: Autor, 2018



Para a estimativa de espessura, a Tabela 9 mostra que a Equação 3 apresentou uma diferença média de 19% em relação a espessura obtida, sendo que esta se manteve menor que a espessura estimada. Não é possível observar relação da variação de espessura com a presença de pressão (hidroconformação).

A Tabela 10 mostra a comparação do ângulo de parede programado (em CAM) e obtido. As amostras sem presença de pressão (ISF) mostraram melhor correspondência entre o programado e obtido. A Tabela 11, também relaciona a geometria programada em CAM com a estimada, a profundidade pode ser relacionada com o retorno elástico da amostra. É possível observar que nos testes com 27° de ângulo (testes 3, 4, 5 e 6), a hidroconformação reduziu a diferença entre a profundidade programada e a obtida. Para os testes com 57° de ângulo de parede (testes 7 e 8) ocorreu o efeito contrário.

**Tabela 10 - Resultados no ângulo de parede**

	Teste 3	Teste 4	Teste 5	Teste 6	Teste 7	Teste 8
<b>Ângulo Programado [°]</b>	27	27	27	27	57	57
<b>Ângulo obtido[°]</b>	27	27	27	31	56	50
<b>Diferença [°]</b>	0%	0%	0%	15%	2%	12%

Fonte: Autor, 2018

**Tabela 11 - Resultados na profundidade**

	Teste 3	Teste 4	Teste 5	Teste 6	Teste 7	Teste 8
<b>Profundidade programada[mm]</b>	13,53	13,53	13,53	13,53	37,66	37,66
<b>Profundidade obtida[mm]</b>	13,1	12,8	12,9	12,95	37,65	38,65
<b>Diferença[mm]</b>	3%	5%	5%	4%	0%	3%

Fonte: Autor, 2018

Há indícios que para o teste 8, a redução de espessura reduziu a rigidez da geometria e a pressão de hidroconformação, que é constante, pode haver deformado o corpo de prova ao final do ensaio. Equação 6 relaciona a pressão com a tensão do material e foi utilizada para dimensionar a pressão de ensaio, nesta Equação a tensão varia inversamente proporcional com a espessura da chapa, como a espessura reduz ao final do ensaio, a tensão aumenta, provocando a deformação e conseqüente diferenças nas dimensões.



## 6. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Tendo como o principal resultado, que a *SPIF+HF* é um processo viável e tem grande potencial como uma ferramenta para áreas de desenvolvimento de produto e fabricação de pequenos lotes, podendo ser utilizado um centro de usinagem CNC.

Quanto à geometria os testes com ângulo de parede de  $27^\circ$ , observa-se uma deformação controlada mantendo as medidas programadas, porém para ângulos maiores o ângulo de parede não se mantém constante e as dimensões divergem das programadas.

Por se tratar de uma estampagem incremental de ponto simples (SPIF) é esperada uma geometria com variação a projetada. Nos ensaios realizados *SPIF+HF* observou-se que as geometrias com angulação de  $27^\circ$  na parede, apresentou um acabamento superficial melhor para esse processo quando comparado aos outros testes.

No teste 4 a geometria foi semelhante à projetada, pode ser observado que formas geométricas que percorrem maiores áreas do chapa se comportam melhor devido a distribuição de forças durante o processo.

Nos ensaios realizados com ISF não foi possível obter a profundidade de a geometria projetada, porém com o processo de ISF + HF para geometria com angulação de parede até  $27^\circ$  foi possível manter a geometria conforme programada, isso pode estar relacionado com o efeito elástico do material e também a deformação em outras regiões.

Para um futuro teste é possível avaliar algumas melhorias de processo, entre elas o método de incremento (entrada de ferramenta) entre passes, reduzindo a deformação na entrada da ferramenta.

A Equação utilizada para determinar a espessura final do produto e também avaliar possíveis falhas de ruptura é válida para o processo ISF, quanto ao processo ISF + HF a Equação apresenta algumas variações conforme apresentado os resultados na Tabela 8, que as dimensões finais foi próxima á esperada.

Observou-se que a ferramenta deve possuir um baixo coeficiente de atrito e alta dureza superficial, a fim de melhorar o acabamento do produto e também reduzir o desgaste da mesma.

A graxa utilizada pode ser aplicada no processo de IFS como lubrificante, é de fácil obtenção, atende os requisitos e pode ser removida da máquina com

facilidade.

A máquina utilizada para realizar os ensaios atendeu os requisitos. Nos três primeiros ensaios a força vertical (sentido de incremento) utilizou 28% da capacidade da máquina. Isso ilustra que é possível aplicar o processo para diferentes materiais, ou até mesmo aumentando a espessura do produto

As equações utilizadas para estimar as forças envolvidas no processo podem ser empregadas para determinar uma estimativa inicial do processo de conformação

O desenvolvimento deste trabalho em cada etapa possibilitou agregar conhecimento acadêmico e profissional, pois utilizou de diversas técnicas desde a utilização de softwares de CAD e CAM, acompanhamento e desenvolvimento de testes nos laboratórios da UNIFTEC, entre outros processos relacionados à área de engenharia, para uma melhor visualização dos resultados obtidos é proposto a Tabela 8 onde contam as principais medidas e parâmetros encontrados.

O estudo realizado sobre ISF + HF aplicado em geometrias com angulações de parede de até 27°, pode ser considerado uma contribuição metodológica e experimental para o meio acadêmico e industrial, podendo ser utilizado para desenvolvimento futuros.



## REFERÊNCIAS

AMBROGIO, G. (2004). Process Mechanics Analysis in Single Point Incremental Forming. Conference Proceedings .

ARAUJO, R. (2012). Processo de Estampagem Incremental em Ligas de Titânio: Aplicação em Próteses Crânio-maxilofaciais. *Universidade do Porto. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial* .

ATTANASIO, A. (2008). Asymmetric two points incremental forming: Improving surface quality and geometric accuracy by tool path optimization. *Journal of Materials Processing Technology* .

CASTELAN, J. (2009). Desenvolvimento de produto através de estampagem incremental para aplicações na medicina ortopedica. *FERRAMENTAL Revista brasileira da indústria de ferramentais* , 1-6.

CAVALER, L. (2010). Parâmetros de conformação para a. *Tese (Doutorado) - Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais., Universidade Federal do Rio Grande do Sul* . Porto.

CILAMCE. (2016). Análise numérica de forças na estampagem incremental de Tailored Blanks. *RIPE revista interdisciplinar em pesquisa em engenharia* , 13.

DALEFFE, A. (2008). ESTUDO DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM INCREMENTAL EM CHAPA ALUMINIO PURO. *Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia* . Porto Alegre.

FRITZEN, D. (2016). estudo Dos Parametros de conformabilidade para o processo de estampagem incremental. Porto Alegre.

HAM, M. (2006). Single Point Incremental Forming and the Forming Criteria for AA3003. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* .

HARJINDER, S. (2003). Fundamentals of Hydroforming. *Society of Manufacturing Engineers* . Dearborn, Michigan, .

KUMAR, Y. (2015). incremental sheet forming (ISF). *advance in material forming and joining* , pp. 29-46.

LAMMINEM, L. (2005). Incremental sheet forming with an industrial robot - forming. *helsinki University of Technology*.

LIRIO et al., J. F. (2017). Desenvolvimento de ferramenta para estampagem incremental de aços inoxidáveis austeníticos. © *Revista Ciência e Tecnologia*,

*Campinas, v. 20, n. 36, p. 75-85, [S.l.], v. 20, n. 36, jun. 2017. ISSN 2236-6733.*

LOPES, T. (2013). Estampagem Incremental: Compensação do Retorno Elástico e Análise à Rotura. *Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica*, 156. PORTO.

LUCCA, G. (2015). Análise de Forças durante o Processo de estampagem incremental. *Dissertação Mestrado UFRS*. Porto alegre.

MIRANDA, B. (2007). Dispositivo de conformação hidrostática de chapas. *Universidade de São Paulo Escola Politécnica Departamento de Engenharia Mecânica*. São Paulo.

MULLER, R. (2012). Trabalho acadêmico referente a hidroconformação de metais, mostrando os parâmetros envolvidos no processo. *Sociedade Educacional de Santa Catarina SOCIESC Instituto Superior TUPY*. JOINVILLE.

OLIVEIRA, J. (2012). Aplicação da manufatura auxiliada por computador (CAM) no desenvolvimento de processos de usinagem.

PEREIRA, P. (2006). ANÁLISE TEÓRICO-EXPERIMENTAL DE CONTROLADORES PARA SISTEMAS. *Dissertação para obtenção do grau de mestre em engenharia mecânica universidade federal de Santa Catarina*. Santa Catarina.

RAMALHEIRA, J. (2008). Comportamento mecânico de peças hidroformadas. *mestrado integrado em engenharia mecânica*. Porto.

REDDY, N. (2015). Incremental Metal Forming Processes in Manufacturing. *Handbook of Manufacturing Engineering and Technology*.

RIOS, C. f. (2014). Conformação incremental, uma solução econômica para pequenos lotes de peças. Caixas Do Sul.

RODRIGUES, P. (2013). Aplicação da estampagem incremental no fabrico de moldes: Estudo de viabilidade técnico-económica para industrialização. *Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia do Porto*. Porto.

SCHAEFFER, L. (2009). Development of customized products through the use of incremental sheet forming for medical orthopaedic applications. *International Conference on Integrity, Reliability and Failure, J.F.S. Gomes and S.A. Portugal*.

SENA, J. (2009). Estampagem incremental: Um novo conceito de produção. *Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica*.

SILVA, R. (2017). Análise de processo incremental aplicado em uma geometria tubular. *trabalho de conclusão de Curso Uniftec*. Caxias do Sul.

TIBURI, F. (2007). Aspectos Do Processo De Estampagem Incremental 2007



96 f. *Dissertação (Mestrado)* , 96. Porto Alegre, Universidade Federal do Rio Grande do Sul,.

TILZA, M. (2012). General overview of sheet incremental forming. *Manufacturing Engineering* .

TRINTINAGLIA, K. (2017). caracterização das propriedades Mecânicas para chapas finas de baixo carbono. *Uniftec Centro universitario* . Caxias do sul.

YOUNG, w., & BUDYNAS, r. (2002). Roark's Formulas For Stress And Strain. UNITED STATES OF AMERICA: Mc graw hill companies.

## ANEXO 1

Cálculo da estimativa de força para incremento de 0,2mm e ângulo de parede de 27°  
 $\sigma_e=350\text{MPa}$  (Aço 1020)  $R_t=4\text{mm}$   $\text{sen } B=31^\circ$  Espessura da chapa: 0,9mm

<b>Força estimada na Vertical:</b>	
$F_v = \pi R_t S_0 \sigma_e \text{sen } \beta$ $F_v = \pi \cdot 4,0,90,350 \cdot (\text{sen}31^\circ)$ $F_v = 2038,96 \text{ N}$	
<b>Força estimada na Horizontal:</b>	
$F_h = \pi R_t S_0 \sigma_e (\text{sen } \beta + 1 - \text{cos} \beta)$ $F_h = \pi \cdot 4,0,90,350 (\text{sen}31 + 1 - \text{cos } 31)$ $F_h = 2603,96 \text{ N}$	

Cálculo da estimativa de força para incremento de 0,2mm e ângulo de parede de 57°  
 $\sigma_e=350\text{MPa}$  (Aço 1020)  $R_t=4\text{mm}$   $\text{sen } B=68,5^\circ$  Espessura da chapa: 0,9mm

<b>Força estimada na Vertical:</b>	
$F_v = \pi R_t S_0 \sigma_e \text{sen } \beta$ $F_v = \pi \cdot 4,0,90,350 \cdot (\text{sen}68,5^\circ)$ $F_v = 3683 \text{ N}$	
<b>Força estimada na Horizontal:</b>	
$F_h = \pi R_t S_0 \sigma_e (\text{sen } \beta + 1 - \text{cos} \beta)$ $F_h = \pi \cdot 4,0,90,350 (\text{sen}68,5 + 1 - \text{cos } 68,5)$ $F_h = 6190,54 \text{ N}$	



## ANEXO 2

Estimativa de Pressão interna na cavidade da matriz:

$\sigma_e = 350 \text{ MPa}$  (Aço 1020) base = 80 mm Espessura da chapa: 0,9mm

$B_1 = 0,1386$  retirado da tabela nº4 (ver Item 3.4.2) (YOUNG & BUDYNAS, 2002)

$$q = \frac{\sigma \cdot t^2}{\beta_1 \cdot b^2} \quad q = \frac{350 \cdot 0,9^2}{0,1386 \cdot 80^2} \quad q = 3,20 \text{ bar}$$

Transformando a pressão obtida para unidades do manômetro utilizado:

P= pressão inicial de conformação

$P = 3,20 \text{ bar} \cdot 1,01972 \text{ kgf/cm}^2 \text{ bar} = 3,273 \text{ Kgf/cm}^2$

## ANEXO 3

Controle da pressão constante de 32,099 MPa.

Cálculo da força necessária para manter a pressão constante no cilindro hidráulico.

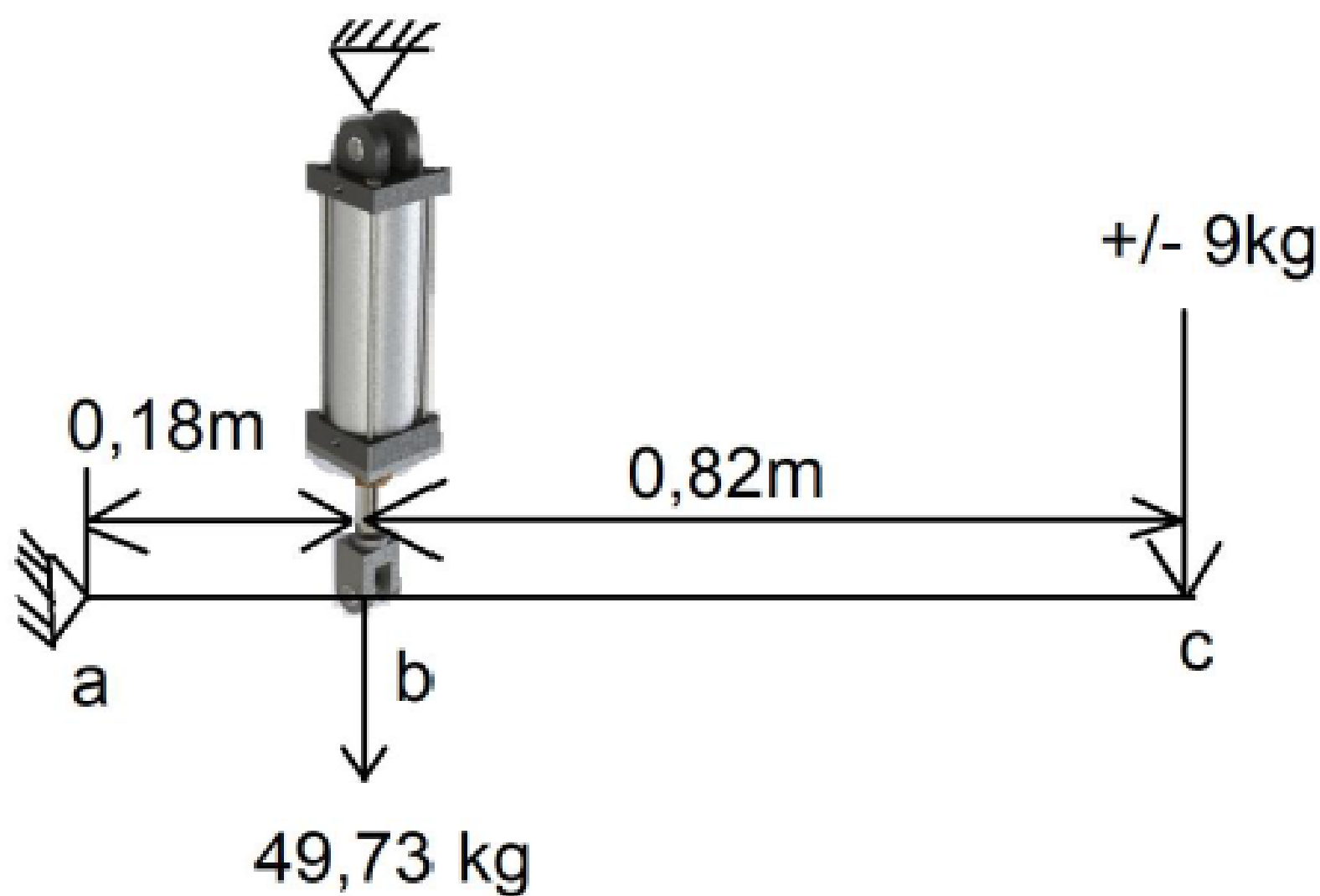
$$F = P \cdot A$$

$$A_t = (A_1 - A_2)$$

$$A_t = \frac{\pi}{4} \cdot (50,8^2 - 25,4^2) \quad A_t = 1520,12 \text{ mm}^2$$

$$F = 32,099 \cdot 1520,12 \quad F = 487,94 \text{ N}$$

$$F_p = 487,94 / 9,81 \quad F_p = 49,73 \text{ Kg}$$



$$\sum F_y = F_{ra} - F_{rc} = 0$$

$$\sum m_a = 0,18m \cdot 49,73 \text{ kg} - F_{rc} = 0$$

$$F_{rc} = 8,95 \text{ kg}$$



## ANEXO 4

Calculo da força vertical atuante na área de contato entre a ferramenta e a chapa:

$$F_v = \frac{\pi R t S_0 \sigma_e (\sqrt{(2 \cdot r t \cdot i - i^2)})}{r t}$$

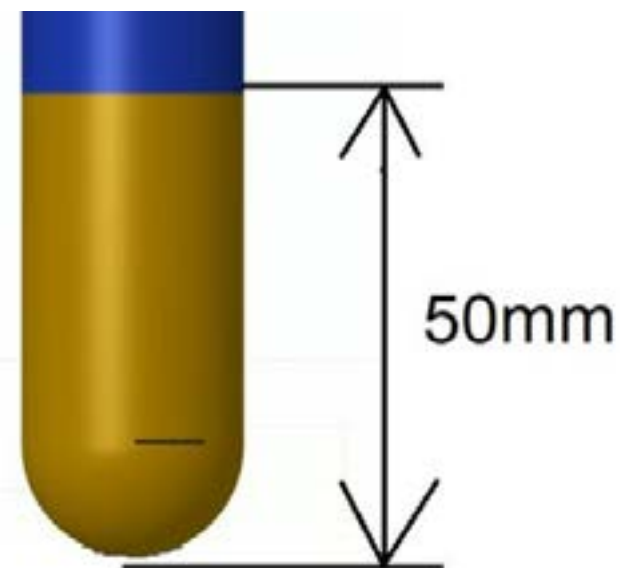
$$F_v = \frac{\pi \cdot 4 \cdot 0,9 \cdot 350 \text{ MPa} (\sqrt{(2 \cdot 4 \cdot 0,2 - 0,2^2)})}{r t}$$

$$F_v = 1236 \text{ N}$$

Calculo do momento Maximo da ferramenta:

$$M = F \cdot d \quad M = 1236 \cdot 50 \text{ mm}$$

$$M = 6181 \text{ N}$$



Calculo da tensão de escoamento da ferramenta:

$$\sigma = \frac{32 \cdot M}{\pi \cdot \phi^3} \quad \sigma = \frac{32 \cdot 6181 \text{ N}}{\pi \cdot 8^3} \quad \sigma = 1229,5 \text{ N}$$



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Estudo comparativo entre seis critérios de ruptura no processo de estampagem de aços avançados de alta resistência via simulação numérica

Lucas Marcondes Ribas <sup>(1)</sup>

Paulo Victor Prestes Marcondes <sup>(2)</sup>

### RESUMO

Durante o desenvolvimento de uma geometria de uma peça automobilística obtida pelo processo de estampagem, demanda-se tempo e dinheiro com o estudo e set up de novos ferramentais. Uma das dificuldades é saber se o material escolhido terá conformabilidade suficiente para atingir as dimensões requeridas pelo projeto, por isso torna-se interessante a descoberta de um método que consiga simular precisamente tal questionamento. Uma classe de materiais que vem ganhando destaque no processo de estampagem é os aços avançados de alta resistência (AHSS – “Advanced High Strength Steels”). Os AHSS proporcionam excelente relação resistência/peso quando comparados aos aços convencionais de estampagem, o que é uma característica essencial com as constantes cobranças governamentais em relação à emissão de poluentes pelos automóveis. Os critérios de ruptura podem ser modelos matemáticos ou empíricos capazes de determinar para quais estados de tensão e deformação a fratura de um material terá seu início. Torna-se interessante achar um critério de ruptura que possa ser facilmente determinado e forneça uma boa capacidade de detecção da ruptura com precisão. Neste estudo, foram utilizados seis critérios de ruptura distintos. Cinco deles são classificados como do modo dano dúctil, os quais dependem da tensão triaxial e da deformação plástica para a fratura, e um deles depende somente das deformações nas direções principais, sendo chamado de curva limite de conformação (CLC). Utilizou-se de modelos computacionais via análise dos elementos finitos (FEA – “Finit Element Analysis”) para levantamento dos resultados. A conformabilidade foi avaliada na capacidade de penetração do punção mensurada pelo deslocamento do mesmo até a ruptura do material durante os ensaios. Alguns critérios de ruptura conseguiram fornecer erros de aproximação na faixa de 0,7-5%, o que os torna interessantes para uma implementação prática.

**Palavras Chave** — Estampagem, Critérios de Ruptura, Aços Avançados de Alta Resistência, Análise por Elementos Finitos.



## ABSTRACT

During the development of an automobile part geometry obtained by the stamping process, time and money are required with process study and set up of new tooling. One of the difficulties is to know if the chosen material will have sufficient conformability to reach the dimensions required by the project, so it becomes interesting to discover a method that can accurately simulate such questioning. One class of materials that has gained prominence in the stamping process is the advanced high strength steels (AHSS). The AHSS provides excellent strength / weight ratio when compared to conventional stamping steels, which is an essential feature due to government's constant requirement regarding automobiles emissions. The failure criteria can be mathematical or empirical models capable of determining for which states of stress and strain the fracture of a material will start. It is interesting to find a failure criterion that can be easily determined and provides a good ability to detect the rupture accurately. In this study it was used six different failure criteria, five of them are classified as ductile damage model, they depend on the stress triaxiality and plastic strain to fracture, and one depends only on the deformations in the principle directions and is called the forming limit diagram (FLD). It was used computational models through finite element analysis (FEA) to collect the results. The formability was evaluated in the penetration height of the punch measured by the displacement of it until the rupture of the material during the tests. Some failure criterions have been able to provide approximation errors in the range of 0.7-5% which makes them interesting for practical implementation.

**Key words — Stamping, Failure Criteria, Advanced High Strenght Steels, Finit Element Analysis.**

(1) Mechanical Engineer, Federal University of Paraná, Brazil.

(2) Prof. Dr. Eng.; Federal University of Paraná, Brazil.

## 1. INTRODUÇÃO

A estampagem tem por finalidade a fabricação de peças a partir de chapas de aço planas. O aumento significativo na utilização de aços avançados de alta resistência (AHSS) nos automóveis foi necessário devido as exigências ambientais que acarretam em diminuição de poluentes por redução dos pesos dos veículos e manutenção dos níveis de resistência mecânica dos materiais já utilizados na indústria. Durante a fase de desenvolvimento de um produto, demanda-se tempo e dinheiro com o set up de ferramentas, dependendo da geometria do produto desejado, o material selecionado é incapaz de se conformar mecanicamente para atingir tal resultado. A determinação de um critério de ruptura que consiga descrever precisamente o mecanismo de fratura de um material é útil em tais situações de desenvolvimento de novas peças.

Utilizou-se neste estudo dois modos de critérios de ruptura que são aplicados em processo de estampagem. O primeiro é a curva limite de conformação (CLC) e o segundo é o critério do modo dano dúctil. O critério da CLC é obtido com base nas duas deformações principais no plano de deformação largura por comprimento da chapa e é normalmente obtido por um ensaio Nakazima. O critério do dano dúctil se baseia no estado completo de tensões e deformações envolvido no processo de estampagem. Neste modelo, é postulado que a fratura inicia quando a deformação plástica equivalente ponderada atinge um valor crítico  $D_c$ .

$$D(\bar{\epsilon}_p) = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \frac{d\bar{\epsilon}_p}{f(\eta, \bar{\theta})} \quad (1)$$

Onde  $\bar{\epsilon}_p$  é a deformação plástica equivalente,  $\bar{\epsilon}_f$  é a deformação plástica equivalente para fratura,  $D(\bar{\epsilon}_p)$  é chamado o critério de falha dúctil ou fator de dano, que indica o início da fratura quando este atinge o valor crítico  $D_c = 1$ , pois no momento da fatura  $\bar{\epsilon}_p = \bar{\epsilon}_f$ . Os parâmetros  $\eta$  e  $\bar{\theta}$  são denominados de triaxilidade ou tensão triaxial e ângulo de Lode, respectivamente, ambos são parâmetros dependentes da tensão. Este modo de critério utiliza o gráfico  $\eta \times \bar{\epsilon}_f$  para descrever os limites de ruptura

de um determinado material, este gráfico é chamado de envelope de fratura. Modelos matemáticos são determinados para a obtenção de uma equação que consiga fornecer a deformação plástica na fratura com base nas tensões aplicadas no corpo de prova. [8] utilizou cinco modelos matemáticos do modo do dano dúctil, são eles: *Mohr Coulomb Modificado*, *Máxima Tensão Cisalhante*, *Johson-Cook*, *Lou e Huh* e *Oh et al.*

Mohr Coulomb Modificado:

$$\bar{\epsilon}_f = \left\{ \frac{A}{C_2} \left[ C_3 + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (1 - C_3) \left( \sqrt{\frac{3 + \mu^2}{3}} - 1 \right) \right] X \left[ \sqrt{\frac{1 + C_1^2}{3 + \mu^2}} + C_1 \left( \eta + \frac{1}{3} \left( \frac{-\mu}{\sqrt{3 + \mu^2}} \right) \right) \right] \right\}^{\frac{1}{n}} \quad (2)$$

Tensão Cisalhante Máxima:

$$\bar{\epsilon}_f = \left\{ \frac{A}{C_2 \sqrt{3 + \mu^2}} \right\}^{\frac{1}{n}} \quad (3)$$

Johson-Cook:

$$\bar{\epsilon}_f = C_1 + C_2 e^{(-C_3 \eta)} \quad (4)$$

Lou e Huh:

$$\bar{\epsilon}_f = C_1 \left( \frac{2}{3\sqrt{3 + \mu^2}} \right)^{-C_2} \left( \frac{1 + 3\eta}{2} \right)^{-C_3} \quad (5)$$

Oh et al.:

$$\bar{\epsilon}_f = C_1 \left\{ \eta + \frac{3 - \mu}{3\sqrt{3 + \mu^2}} \right\}^{-1} \quad (6)$$

Onde as constantes  $C_1$ ,  $C_2$  e  $C_3$  são obtidas por meio de ensaios práticos. O número de constantes em cada modelo indica a quantidade de ensaios necessários para determinação do modelo matemático completo. A principal necessidade para os ensaios é saber qual a triaxilidade exata de cada ensaio. A variável  $\mu$  é denominada de parâmetro de Lode. O valor de triaxilidade está descrito na equação (7):

$$\eta = -\frac{p}{q} \quad (7)$$

Onde,



$$p = -\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (8)$$

$$q = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (9)$$

O termo  $p$  é a pressão hidrostática e o termo  $q$  é a tensão de Von Mises ou tensão equivalente. Ambos são expressos em termos das tensões nas direções principais ( $\sigma_1, \sigma_2$  e  $\sigma_3$ ). Para um ensaio de tração uniaxial o valor de  $\eta$  é de 0.33 pois  $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$ . Para um ensaio de compressão puro, o valor de  $\eta$  é de -0.33, pois da mesma maneira que o ensaio de tração as outras duas tensões são nulas e o sentido de atuação da força é oposto. Para valores que simulem outro estado de tensão é preciso alterar a geometria do corpo de prova para obter um estado de tensão triaxial conhecido. Na Figura 1, mostra-se alguns dos corpos de prova utilizados por [3] para levantamento de uma curva  $\eta \times \bar{\epsilon}_f$ .

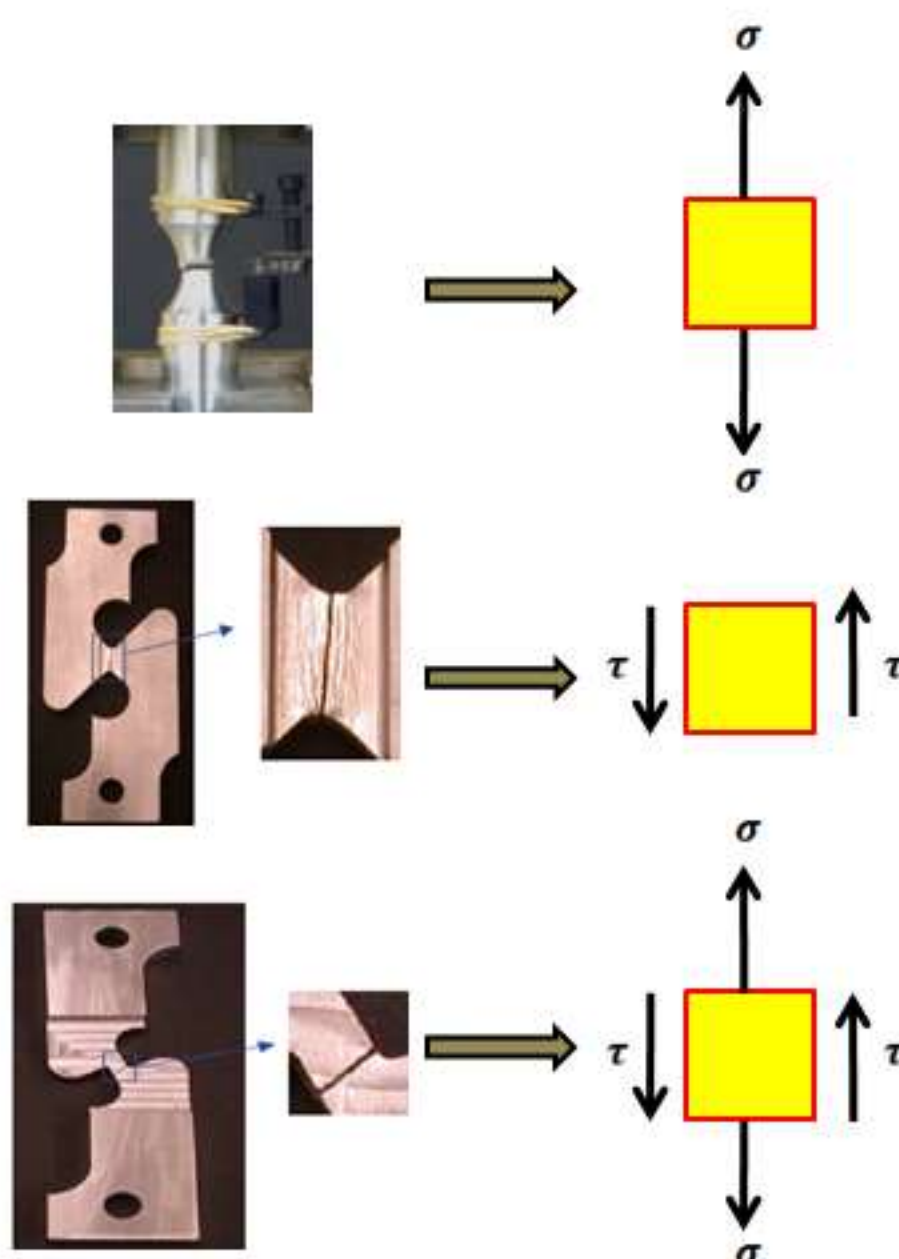


Figura 1: Corpos de prova utilizados por [3] para levantamento do envelope de fratura.

## 2. METODOLOGIA

Desenvolveu-se um código computacional no software ABAQUS, que foi alimentado com dados do material DP600 e configurado para comparar os resultados obtidos com os dados experimentais apresentados no estudo de [4] onde foi avaliada a conformabilidade do aço DP600 com a variação da carga de prensa-chapas. Para comprovar a validade do modelo, as configurações da chapa, matriz, prensa-chapas e punção utilizadas foram realizadas de maneira a aproximar-se mais dos parâmetros utilizados por [4]. A Figura 2 ilustra a geometria dos componentes utilizados no modelo computacional.

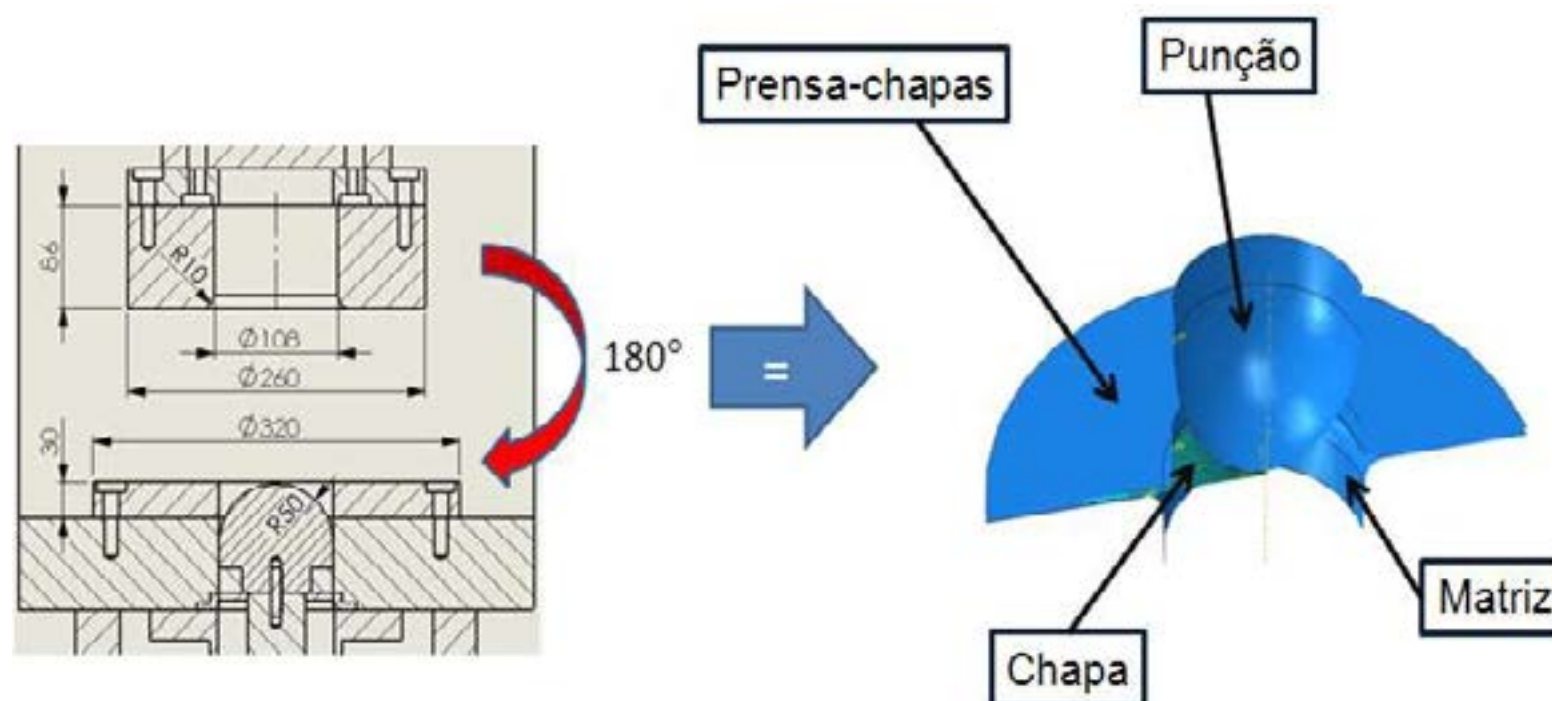


Figura 2: Desenho mecânico do ferramental utilizado nos ensaios (Nakazima modificado).

O processo modelado ocorrerá em três etapas: a primeira etapa é o contato entre o prensa chapas e chapa, a segunda é a aplicação da carga do prensa chapas e a terceira é o movimento vertical do punção. O valor padrão do período de tempo no aplicativo Abaqus é 1, ou seja, o tempo varia de 0.0 à 1.0 ao longo do passo de simulação. Os incrementos de tempo em cada análise são simplesmente frações do período total de cada passo da simulação [1]. No estudo, o tempo da etapa do movimento do punção é 10 vezes maior que o tempo das duas primeiras etapas.

Os critérios de ruptura utilizados no trabalho são aproximados para o estado plano tensão, tal aproximação também é interessante para o modelamento da chapa no formato “casca”. O formato “casca” não considerará a análise de tensão e deformação no sentido da espessura da chapa. Os elementos da chapa serão definidos do tipo “deformável”, pois a mesma é deformada plasticamente durante os ensaios. Uma vantagem do formato “casca” é redução do tempo de iterações. A matriz, prensa-chapas e punção também serão modelados no formato “casca” porém no tipo “rígido”. O tipo “rígido” despreza as deformações causadas por forças de reação de contato entre os componentes. A Figura 3 resume os formatos e tipos utilizados.

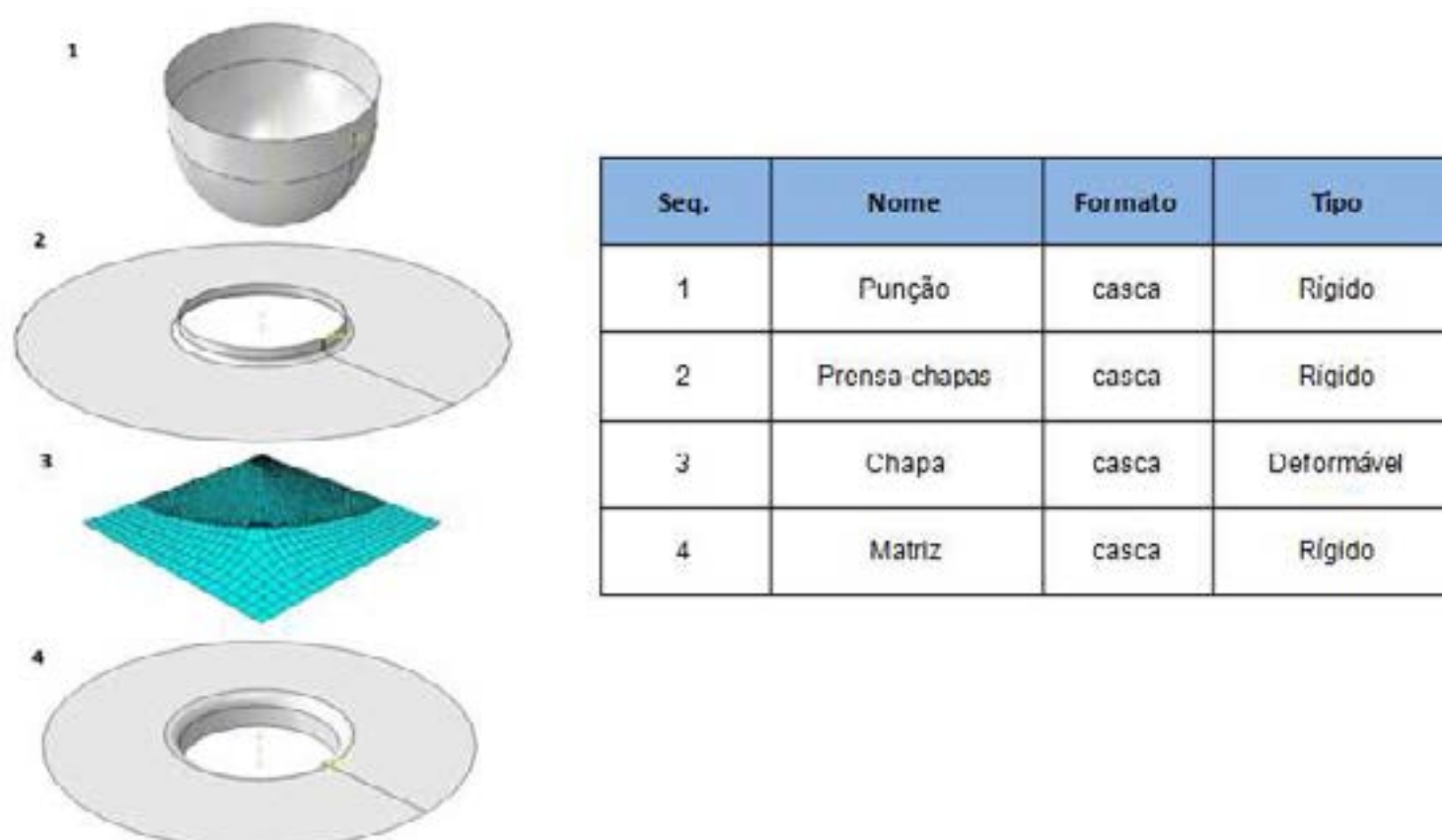


Figura 3: Componentes utilizados no modelo computacional e suas características.

Para levantamento dos envelopes de fratura das equações (2), (3), (4), (5) e (6) torna-se necessário deixar todos os termos do lado direito da equação em função de  $\eta$ , com isso, faz-se variar o valor de  $\eta$  com um valor de incremento e observar o valor correspondente de  $\bar{\epsilon}_f$  para cada valor de  $\eta$ . Desta maneira é possível obter o traço da curva do envelope de fratura. Segundo [2], para o estado plano de deformações, pode-se relacionar o ângulo de lode com a triaxilidade por meio da equação:

$$-\frac{27}{2} \eta \left( \eta^2 - \frac{1}{3} \right) = \text{sen} \left( \frac{\bar{\theta}\pi}{2} \right) \quad (10)$$



O ângulo de lode e o parâmetro de lode são relacionados pela equação abaixo:

$$tg(\bar{\theta}) = \frac{\sqrt{3}(1 + \mu)}{3 - \mu} \quad (11)$$

Utilizando as equações (10) e (11) para deixar as equações (2), (3), (4), (5) e (6) em função somente da triaxialidade, obtém-se as equações abaixo:

Mohr Coulomb Modificado:

$$\bar{\epsilon}_f = \left\{ \frac{A \cdot f_3}{C_2} \left[ \sqrt{\frac{1 + C_1^2}{3}} \cdot f_1 + C_1 \left( \eta + \frac{f_2}{3} \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{n}} \quad (12)$$

Tensão Cisalhante Máxima:

$$\bar{\epsilon}_f = \left\{ \frac{A \cdot f_1}{C_2 \sqrt{3}} \right\}^{-\frac{1}{n}} \quad (13)$$

Johson-Cook:

$$\bar{\epsilon}_f = C_1 + C_2 e^{(-C_3 \eta)} \quad (14)$$

Lou e Huh:

$$\bar{\epsilon}_f = C_1 \left( \frac{2\sqrt{3}}{9} f_1 \right)^{-C_2} \left( \frac{1 + 3\eta}{2} \right)^{-C_3} \quad (15)$$

Oh et al.:

$$\bar{\epsilon}_f = C_1 \left( \eta + \frac{f_1}{\sqrt{3}} + \frac{f_2}{3} \right)^{-1} \quad (16)$$

Onde os valores de  $f_1$ ,  $f_2$  e  $f_3$  são chamadas de funções simplificadoras e podem ser obtidas conforme equações abaixo.

$$f_1 = \cos \left\{ \frac{1}{3} \text{sen}^{-1} \left[ -\frac{27}{2} \eta \left( \eta^2 - \frac{1}{3} \right) \right] \right\} \quad (17)$$

$$f_2 = \text{sen} \left\{ \frac{1}{3} \text{sen}^{-1} \left[ -\frac{27}{2} \eta \left( \eta^2 - \frac{1}{3} \right) \right] \right\} \quad (18)$$

$$f_3 = C_3 + \frac{\sqrt{3}}{(2 - \sqrt{3})} (1 - C_3) \left( \frac{1}{f_1} - 1 \right) \quad (19)$$

Utilizando as constantes de calibração obtidas por [8] para o aço DP600 obtém-se os 5 envelopes de fratura da Figura 4. Os valores dessas curvas serão inseridos no software como critério de ruptura do material.

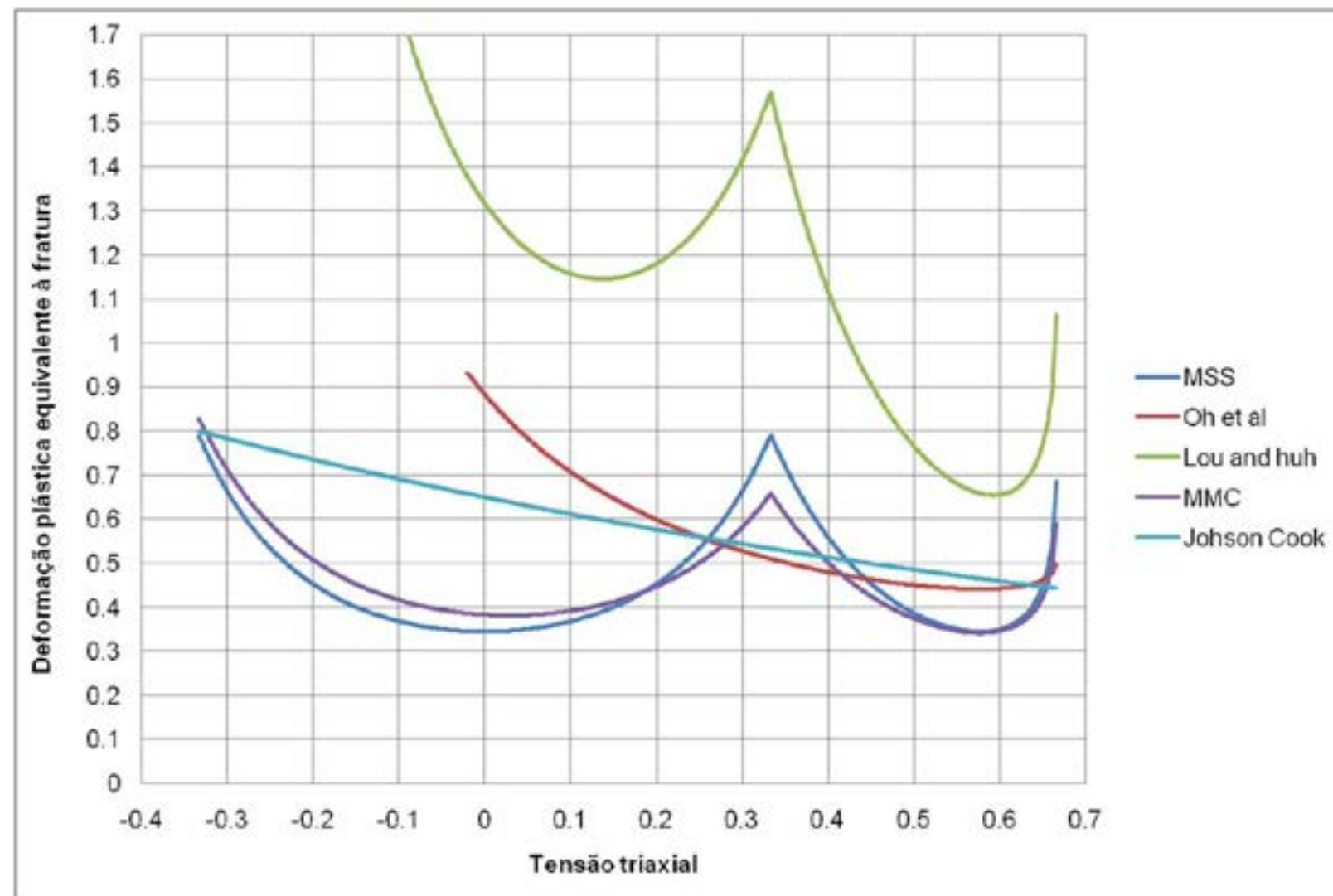


Figura 4: Envelopes de fratura obtidos com as constantes determinadas por [8] para o DP600.

Os valores de  $\varepsilon_1$  e  $\varepsilon_2$  para levantamento da CLC do aço DP600 também foram obtidas por [4] via ensaio Nakazima. Tais valores foram utilizados para a implementação do critério FLD no modelo computacional. Também utilizou-se as propriedades mecânicas fundamentais e curva tensão verdadeira por deformação verdadeira para o aço DP600 obtidos por [13] conforme ilustrado na Figura 5.

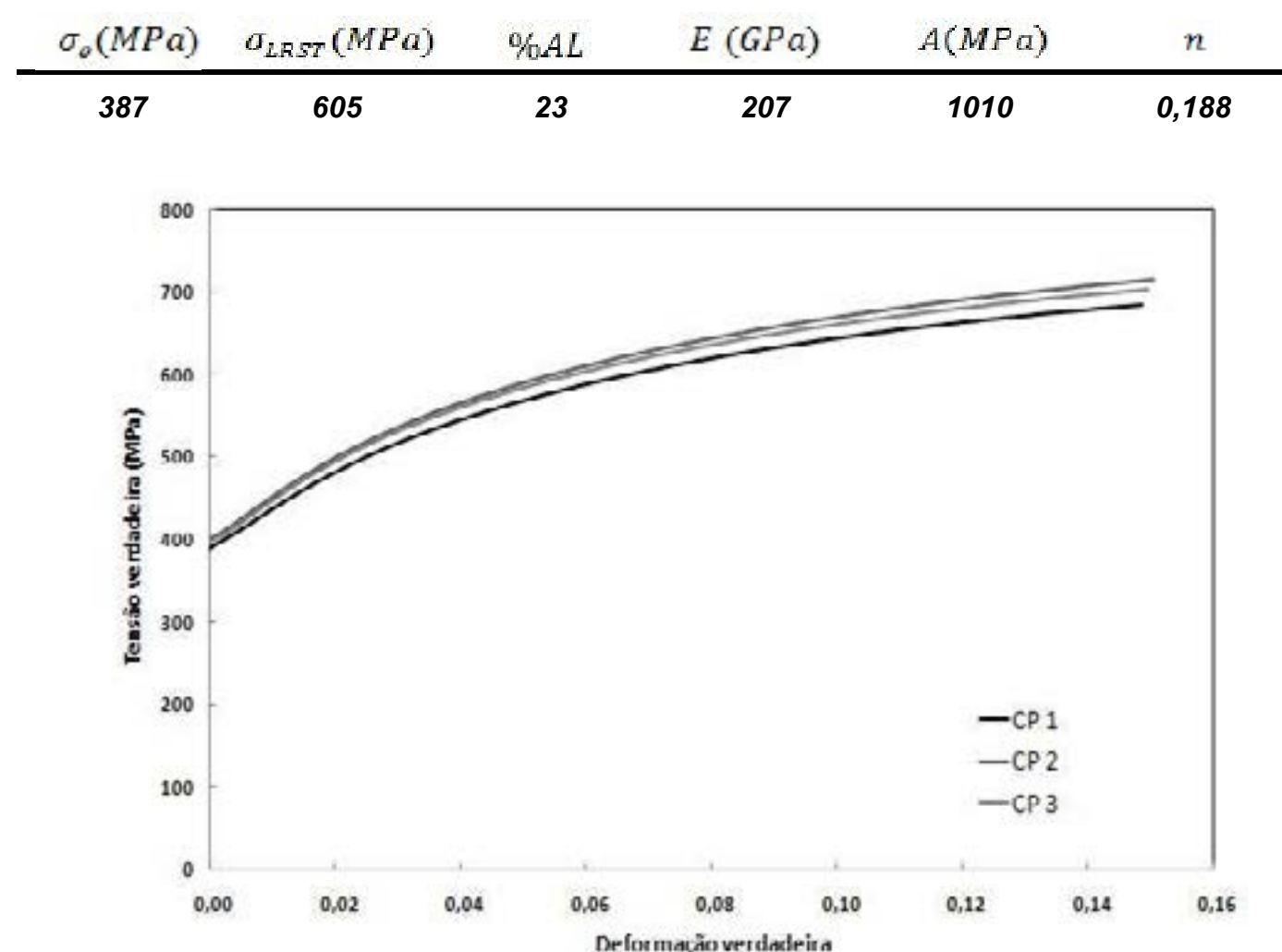


Figura 5: Propriedades mecânicas fundamentais e curva tensão x deformação verdadeira obtidos por [13].



### 3. RESULTADOS

A variável comparada entre os critérios de falha será o deslocamento total do punção no momento exato em que ocorrer a ruptura na chapa, tal valor pode ser chamado de profundidade ou limite de estampagem, a Figura 6 demonstra o momento exato em que ocorre uma fratura nos modelos computacionais. Os três valores de carga de prensa-chapas utilizados são: 58tf, 80tf e 130tf. Os erros foram calculados em relação aos valores práticos obtidos das curvas força x deslocamento do punção determinadas por [4]. A Figura 6 ilustra uma ruptura na chapa no modelo computacional com um critério de ruptura inserido na caracterização do material.

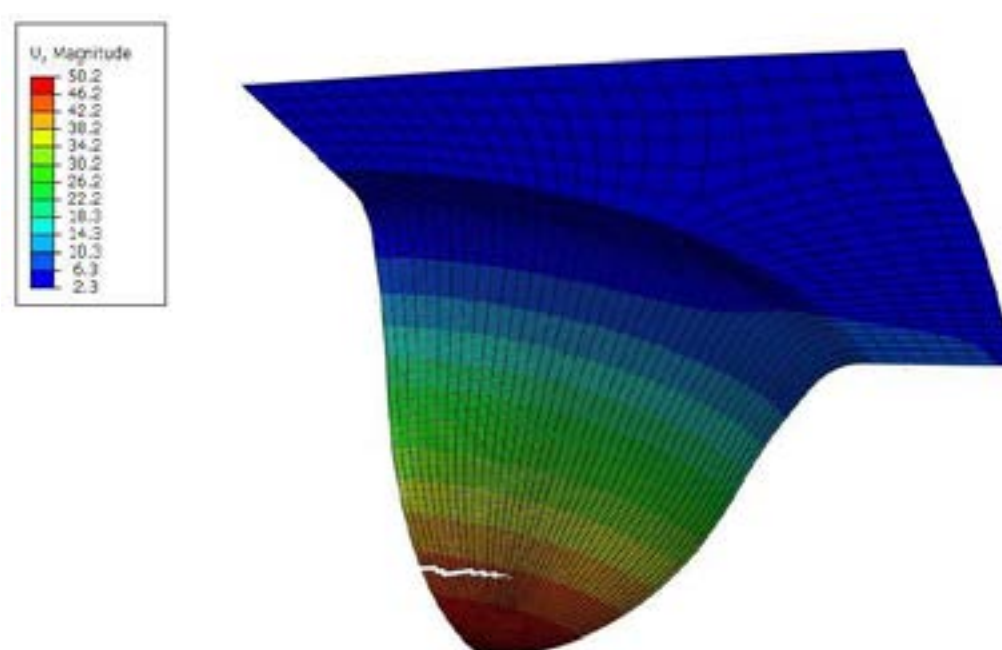


Figura 6: O início de uma trinca por critério de ruptura implementado no modelo computacional.

Os valores das profundidades de estampagem obtidas na ruptura estão resumidos na TABELA 1.

Tabela 1: Profundidades de estampagem (em mm) obtidas nos ensaios.

<i>Critério de ruptura</i>	<i>Johson-cook</i>	<i>Lou e Huh</i>	<i>MMC</i>	<i>MSS</i>	<i>Oh et al.</i>	<i>FLD</i>	<i>[4]</i>
<b>58tf</b>	45,6	58,5	47,4	45,3	48,3	54	<b>53,6</b>
<b>80tf</b>	42,6	54,6	45,6	43,8	44,7	50,1	<b>48</b>
<b>130tf</b>	39,2	51	42,6	40,8	40,8	46,2	<b>39,6</b>

Notou-se para a carga de 58tf, uma maior aproximação dos resultados práticos obtidos por [4] para o critério da FLD ( Curva Limite de Conformação) e para o critério de Lou e Huh, conforme ilustrado na Figura 7.

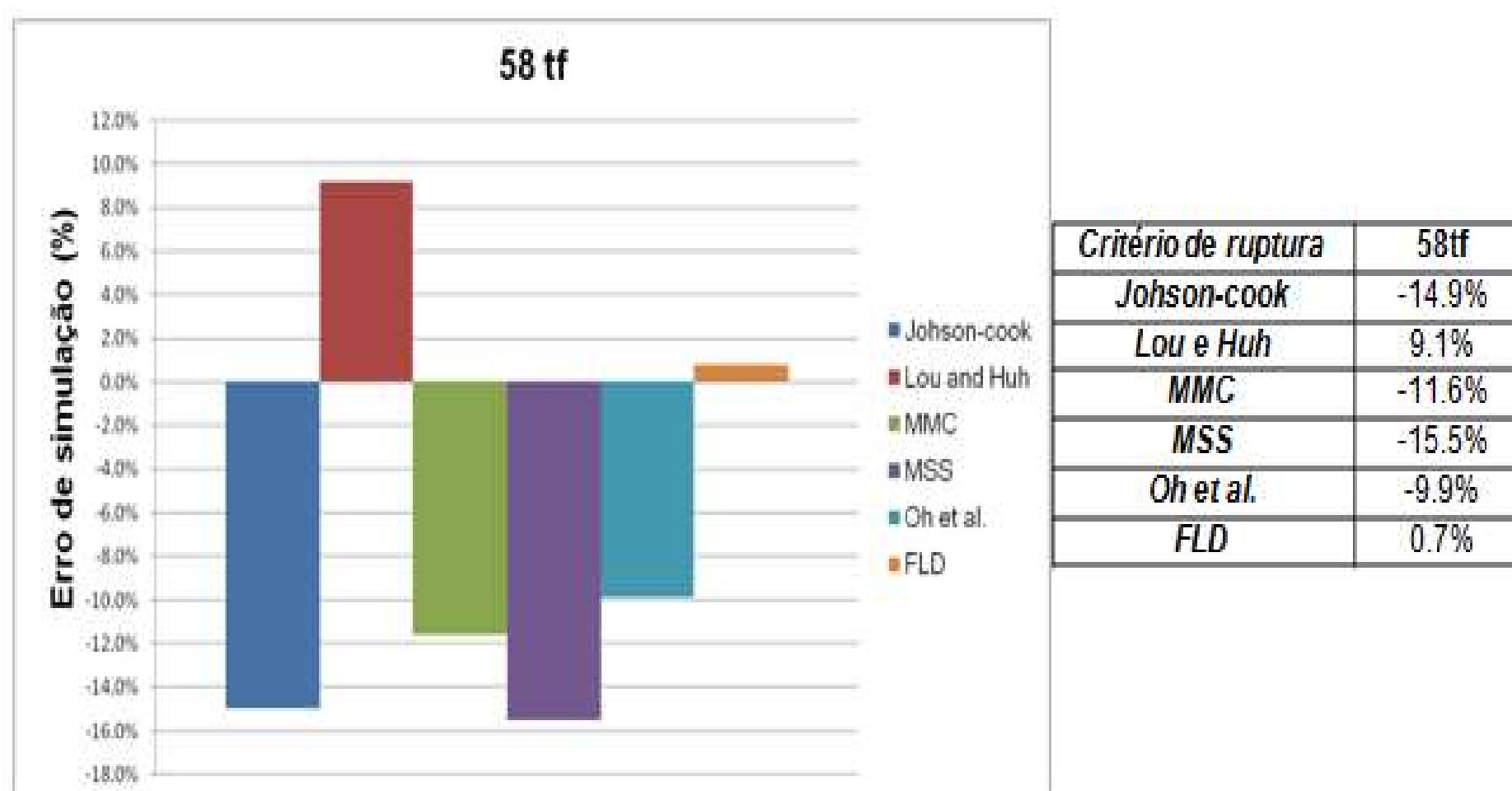


Figura 7: Erros obtidos pelos modelos computacionais para a carga de 58tf.

Uma hipótese para justificar a magnitude dos erros pode ser atribuída a diferentes propriedades mecânicas dos aços DP600 utilizados por [4], [8] e [13]. Para a caracterização do material no modelo computacional utilizou-se os dados para o aço DP600 obtidos por [13], porém as constantes de calibração dos critérios de ruptura foram calibradas por ensaios práticos e computacionais para o aço DP600 utilizado por [8]. Para a carga de prensa-chapas de 80tf, os critérios que mais se aproximaram de [4] foram o FLD e o Mohr-Coulomb Modificado (MMC), ver os erros de simulação na Figura 8.

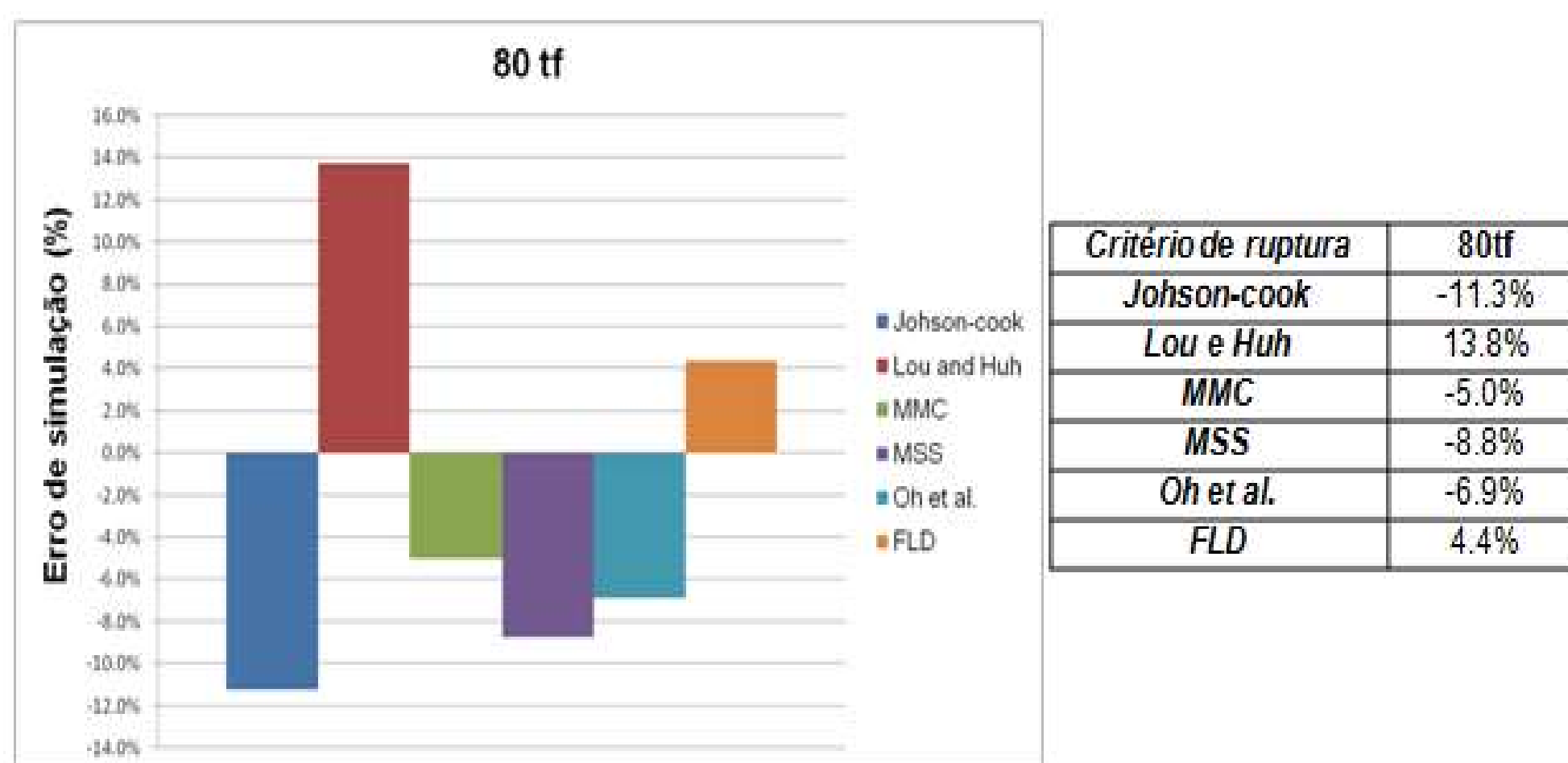


Figura 8: Erros obtidos pelos modelos computacionais para a carga de 80tf.

A Figura 9 mostra os erros obtidos para a carga de 130tf. Os critérios de Johnson-Cook, MSS e Oh *et al.* foram os que mais se aproximaram dos resultados obtidos por [4].

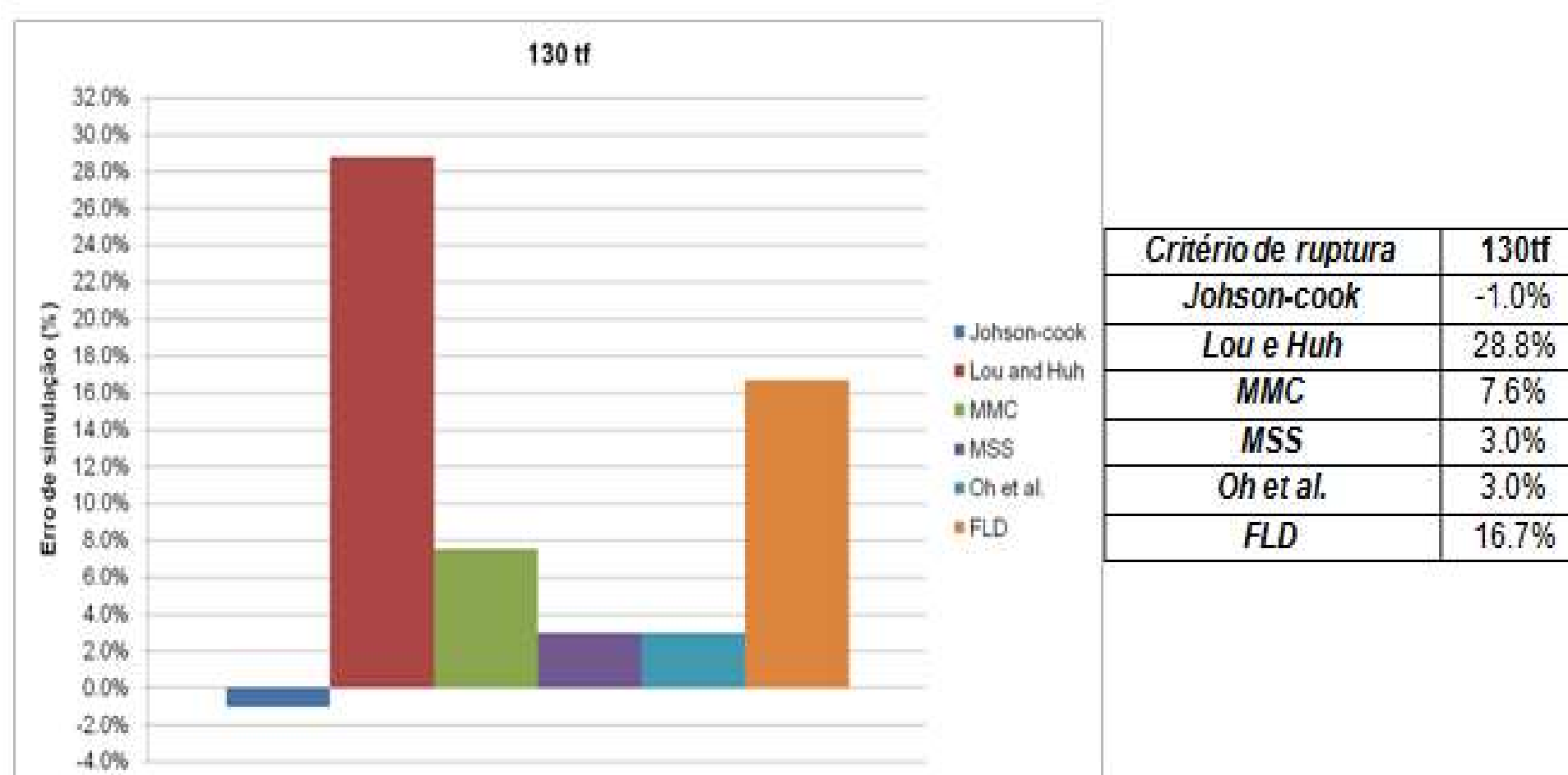


Figura 9: Erros obtidos pelos modelos computacionais para a carga de 130tf.

A maioria dos valores de profundidade máxima do punção obtida para os critérios de ruptura simulados computacionalmente obtiveram uma tendência linear ou muito próxima de linear, já os resultados obtidos por [4] desviam da tendência obtida dos resultados dos ensaios computacionais, ver Figura 10. Tal comportamento dos resultados computacionais podem ser justificados pela não consideração da alteração do módulo de elasticidade durante a deformação plástica no processo de estampagem, parâmetros de lubrificação e taxa de deformação diferentes dos utilizados por [4] também podem ser atribuídos como possíveis causadores das divergências.



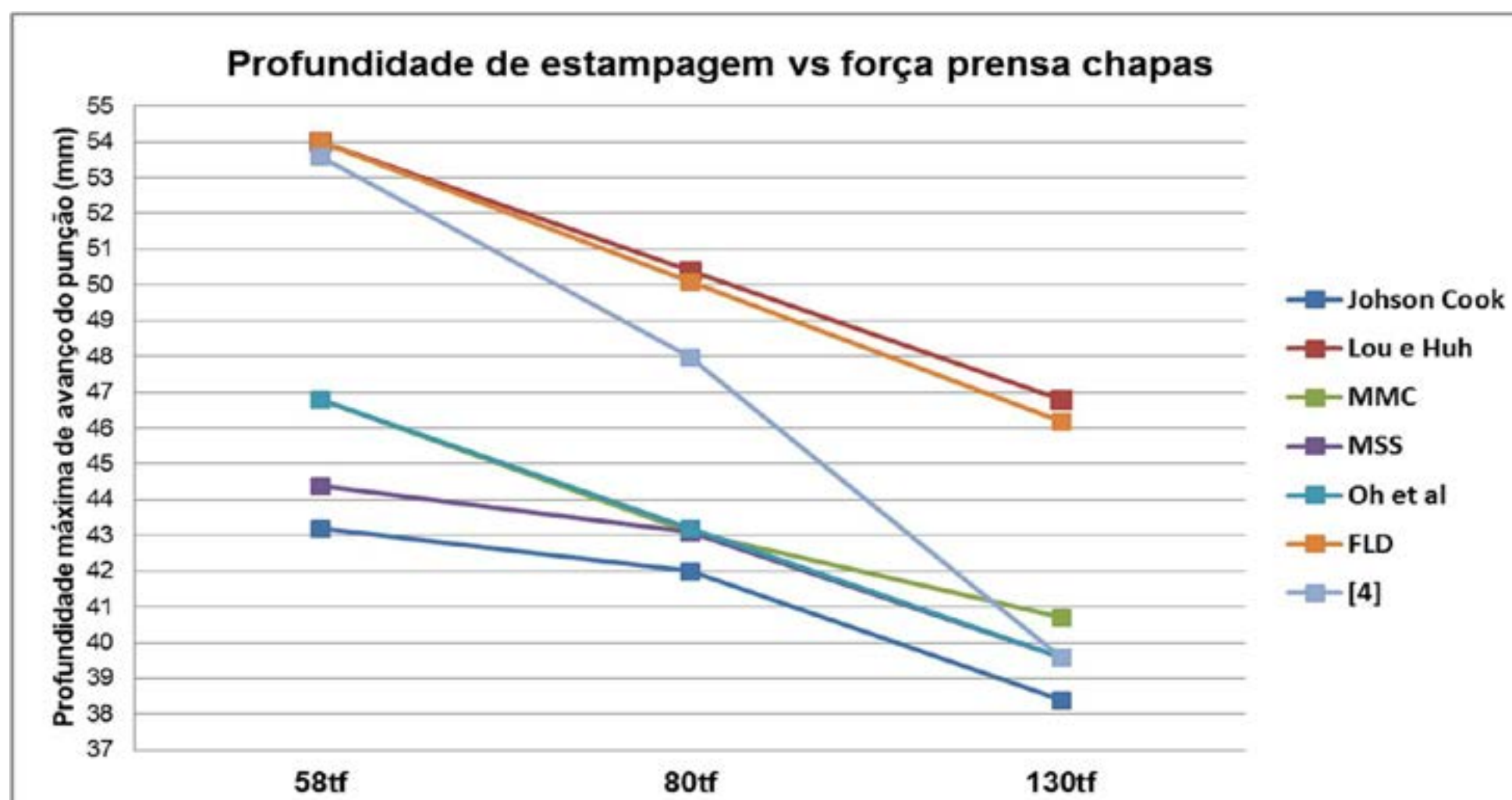


Figura 10: Comparação entre os resultados obtidos.

#### 4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os critérios de ruptura obtidos numericamente não alcançaram maior precisão dos resultados quando comparado ao critério de ruptura obtido pela CLC levantada por um ensaio Nakazima. Para a elaboração do critério de ruptura da CLC, demanda-se uma sequência de ensaios com condições e parâmetros controlados, os quais dificultam sua obtenção. Alguns dos critérios de ruptura do modelo dano dúctil necessitam de apenas um ensaio de tração uniaxial para sua determinação, o que torna-se interessante quando comparado ao critério da CLC.

Notou-se que para cada carga de prensa-chapas houve um critério que se aproximava mais dos resultados obtidos por [4], tal comportamento pode ser estudado para a seleção do critério de ruptura a ser utilizado em uma determinada aplicação. Por exemplo, além do critério FLD, o critério de Lou e Huh obteve um erro de simulação razoável para cargas de 58 tf enquanto o critério de Johson-Cook resultou em um erro de 1% para carga de 130tf, portanto em caso onde as chapas é muito restringida torna-se viável a utilização do critério de Johson-Cook. Torna-se mais interessante a utilização de um critério ruptura com apenas uma constante de calibração como são os casos do critério da Máxima Tensão Cisalhante (MSS) e o critério de Oh et. al. Tais critérios foram capazes de resultar em erro computacional 3% para a carga de prensa-chapas de 130tf e um erro médio de 7% para a carga de 80tf. Os dois critérios citados anteriormente podem ser obtidos por um ensaio de tração uniaxial simples.

#### REFERENCES

- [1] Abaqus V16.4/CAE - *User's Guide* (2014)
- [2] Bai Y e Wierzbicki T. Application of extended Mohr-Coulomb criterion to Ductile Fracture. *Int J Fract.* 2010. 1-20
- [3] Bao, Y., and Wierzbicki T. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxility space. *Int J Mech Sci*, 2004: 46(1): 81-98.
- [4] Chemin Filho R. A. **Estudo da fratura de aços de nova geração DP600 através da variação de pressão no prensa-chapas.** Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal do Paraná, 2011.
- [5] Demeri M. *Advanced High-Strength Steels - Science, Technology and Application.* Ohio ASM International. 2013.
- [6] Dunand M e Mohr D. **Determination of (multiaxial) ductile fracture properties of trip steel sheets using notched tensile specimens.** Report 193. *Technical report, Impact and Crasworthiness Laboratory. MIT, Cambridge MA.* 2000.
- [7] Farabi, N., D. L. Chen, J. Li, Y. Zhou, e S. J. Dong. Microstructure and mechanical properties of laser welded DP600 steel joints. *Materials Science and Engineering.* 2010. A 527., p.1215–1222.

- [8] Habibi N, Ramazani A e Prah U. Failure predictions of DP600 steel sheets using various uncoupled fracture criteria. *Engineering Fracture Mechanics*. 2017. 1-15
- [9] Johnson GR e Cook WH. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Eng Fract Mech* .1985. 101: 36-44
- [10] Keeler S e Menachem K. Advanced High-Strength Steels Application Guidelines. **Worldautosteel**, 2014.
- [11] Keunhwan Pack, Meng Luo, Tomasz Wierzbicki. Sandia Fracture Challenge: blind prediction and full calibration to enhance fracture predictability. *Int J Fract*, 2014: 186:155–175.
- [12] Kim, S. B., H. Huh, H. H. Bok, e M. B. Moon. **Forming limit diagram of auto-body steel sheets high-speed sheet metal forming**. *Journal of Materials Processing Technology*., 2011: p.851-862.
- [13] Lajarin S. F. Influência da variação do módulo de elasticidade na previsão computacional do retorno elástico em aços avançados de alta resistência. *Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal do Paraná*, 2012.
- [14] Lou Y, Huh H, Lim S e Pack K. New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals. *Int J Solids Struct* .2012. 49:3605-15
- [15] Oh S, Chen C e Kobayashi S. Ductile Fracture in axisymmetric extrusion and drawing - part 2: workability in extrusion and drawing. *J Eng Industry*. 1979. 101: 36-44
- [16] Park, Namsu, e Hoon Huh. Prediction of Fracture Strains for DP980 Steel Sheets using a Modified Lou–Huh Ductile Fracture Criterion. *Key Engineering Materials*, 2015: 7.
- [17] Schaeffler D e Vineberg E . Metalworking: Sheet Forming - Troubleshooting Formability Problems Using Strain Analysis. Ohio: ASM International, v. Volume 14B, 2006.
- [18] Tepedino J. A. Aplicação de Curvas Limite de Conformação na previsão de rupturas em bordas de peças estampadas. 2014
- [19] Tomasz Wierzbicki, Yingbin Bao, Young-Woong Lee, Yuanli Bai. **Calibration and evaluation of seven fracture models**. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2005: 47: 719–743.
- [20] Tresca. **Tresca Memoir on the flow of solid bodies under strong pressure**. *Comptes-rendus de l'académie des sciences*. 1864. 59:754-8
- [21] Yaning Li, Tomasz Wierzbicki. **Prediction of plane strain fracture of AHSS sheets with post-initiation softening**. *International Journal of Solids and Structures*, 2010: 2316-2327.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Influência do Ângulo de Parede na Estampagem Incremental de AA1100-H14

## Influence of Wall Angle on Incremental Sheet Forming of AA1100-H14

Rafael Gustavo Schreiber <sup>(1)</sup>

Adriellen Lima de Sousa <sup>(2)</sup>

Lirio Schaeffer <sup>(3)</sup>

Euller Mendonça dos Santos <sup>(4)</sup>

Fernando Fiuza Filho <sup>(5)</sup>

Júlio César Norberto <sup>(6)</sup>

Lucas Santos Savi Mondo <sup>(7)</sup>

Thainara Hamerski Cabral <sup>(8)</sup>

### RESUMO

Neste trabalho foi avaliada a influência do ângulo de parede ( $\theta$ ) na Estampagem Incremental de alumínio AA1100-H14 com espessura  $S_0 = 0,5$  mm. Foram realizados oito experimentos para estampagem de troncos de cone com diâmetro inicial de 85 mm, com ângulo de parede variando de  $65^\circ$  a  $72^\circ$ . Todos os experimentos foram realizados com incremento vertical  $\Delta z = 1$  mm e velocidade de avanço de  $v = 50$  mm/s. Através destes experimentos foi identificado o ângulo limite de  $68^\circ$  para o processo. Sendo que abaixo do ângulo limite é possível realizar estampagem de grandes profundidades sem que ocorra fratura da chapa. Enquanto que acima do ângulo limite a fratura é precoce e as profundidades estampadas são limitadas, diminuindo à medida que o ângulo de parede aumenta.

Palavras chave — Estampagem Incremental, Ângulo de Parede, Alumínio.

### ABSTRACT

In this work it was evaluated the influence of the wall angle ( $\theta$ ) on the Incremental Sheet Forming of aluminum AA1100-H14 with thickness  $S_0 = 0,5$  mm. Eight experiments were performed to manufacture truncated cones with an initial diameter 85 mm, with wall angle ranging from  $65^\circ$  to  $72^\circ$ . All experiments were performed with step-down  $\Delta z = 1$  mm and feed rate  $v = 50$  mm/s. Through these experiments the limit angle of  $68^\circ$  for the process was identified. Being that below the limiting angle it is possible to realize very deep conformation without that fracture of the sheet occurs. While above the threshold angle the fracture is precocious and the conformation depths are limited, they decrease as the wall angle increases.

Key words — Incremental Sheet Forming, Wall Angle, Aluminum.

<sup>(1)</sup> Prof. MSc. Eng., Federal Institute of Santa Catarina, Brazil, rafael.schreiber@ifsc.edu.br

<sup>(2)</sup> Prof. MSc. Eng., Federal Institute of Santa Catarina, Brazil, adriellen.sousa@ifsc.edu.br

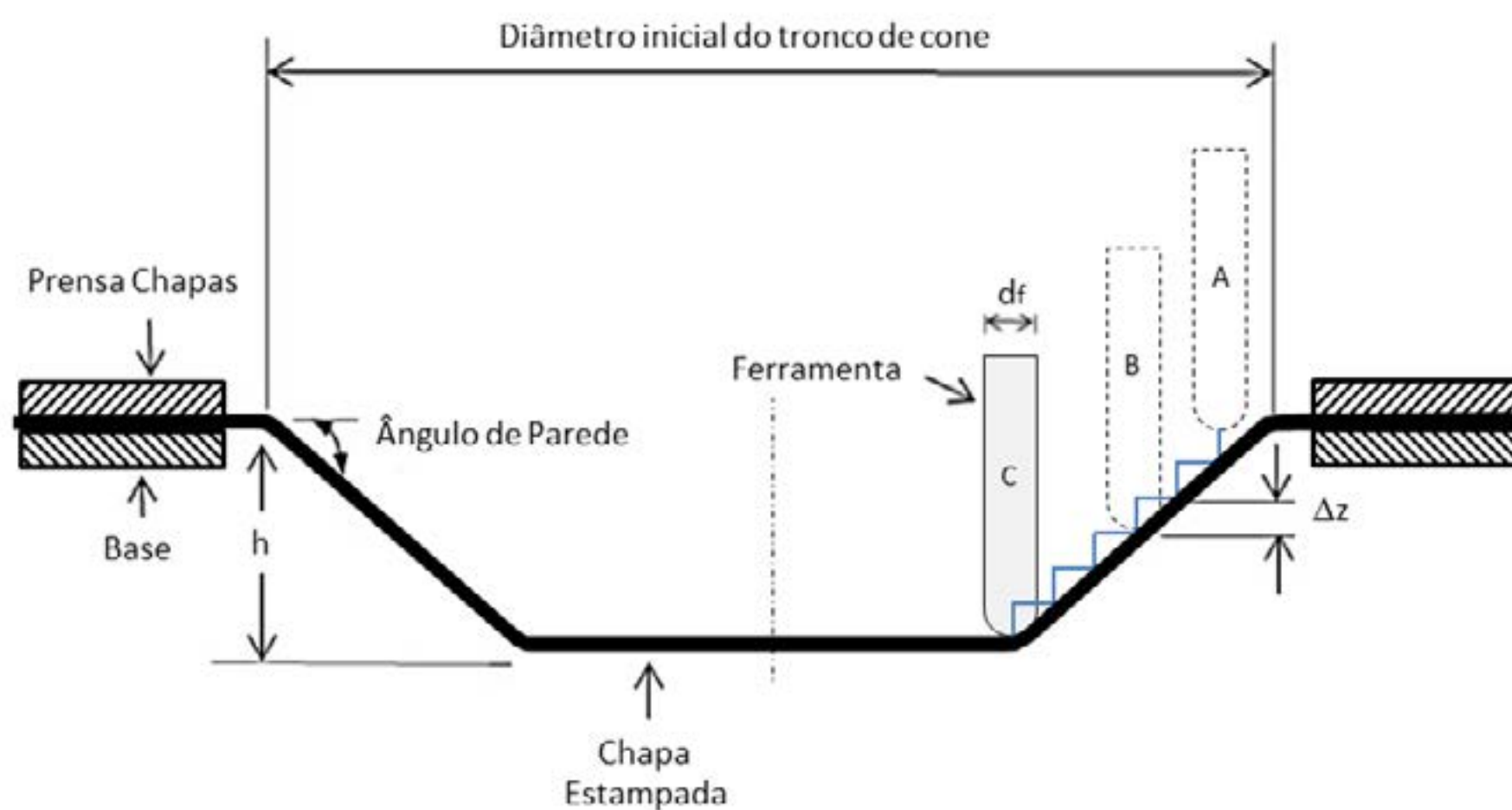
<sup>(3)</sup> Prof. Dr. Ing.; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, schaefer@ufrgs.br

<sup>(4-8)</sup> Mechanical Engineering Student; Federal Institute of Santa Catarina, Brazil

## 1. INTRODUÇÃO

O processo de Estampagem Incremental é geralmente aplicado à prototipagem de produtos estampados [1] ou na fabricação de pequenos lotes de peças [2]. Este processo pode ser realizado em um centro de usinagem ou em uma fresadora CNC [2, 3], bem como em máquinas destinadas à Estampagem Incremental [1]. Uma opção muito flexível para a aplicação do processo de Estampagem Incremental é o uso de braço robótico para manipulação da ferramenta [5–7].

No processo de Estampagem Incremental uma chapa é fixada sobre uma base por meio de um prensa chapas, e é conformada por diversos incrementos ( $\Delta z$ ) de uma ferramenta com ponta semiesférica e diâmetro  $d_f$ , que segue uma trajetória definida até que a chapa assumo o formato desejado. Na Figura 1 é representado um tronco de cone, fabricado pelo processo de Estampagem Incremental, com indicação de seu diâmetro inicial, seu ângulo de parede ( $\theta$ ) e profundidade ( $h$ ), bem como a indicação dos diversos incrementos da ferramenta representados pelos estágios A, B e C.



**Figura 1:** Estampagem Incremental [8]

A relação entre o ângulo de parede ( $\theta$ ) e a espessura final da chapa estampada ( $s_1$ ), denominada como “lei do seno” é expressa na Equação 1 [9].

$$s_1 = s_0 \cdot \text{sen}(90 - \theta) \quad (1)$$

Onde:

- $s_0$  = espessura final da chapa (mm);
- $s_1$  = espessura inicial da chapa (mm);
- $\theta$  = ângulo de parede ( $^\circ$ ).

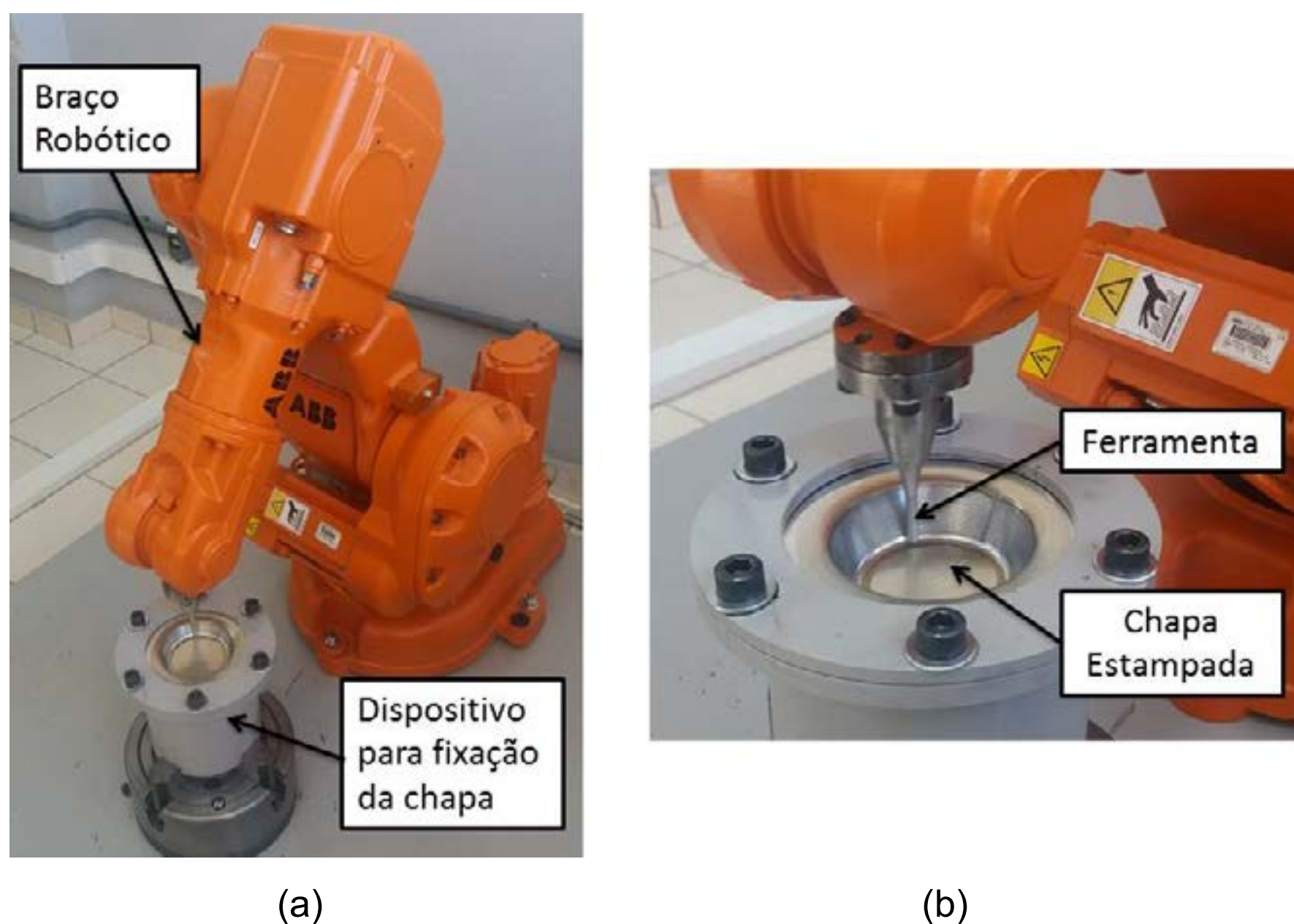
Para aumentar o ângulo máximo da parede, pode-se aumentar a espessura inicial da chapa [9], sendo que o diâmetro da ferramenta e incremento vertical apresentam pouca influência no ângulo máximo de parede [10].

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para a avaliação da influência do ângulo de parede no processo de Estampagem Incremental, foram realizados oito experimentos, consistindo na fabricação de troncos de cone com ângulo de parede variando de  $65^\circ$  a  $72^\circ$ . O material selecionado para as chapas foi um alumínio puro AA1100-H14 com espessura inicial  $s_0 = 0,5 \text{ mm}$ . A chapa foi fixada em um dispositivo e no processo a

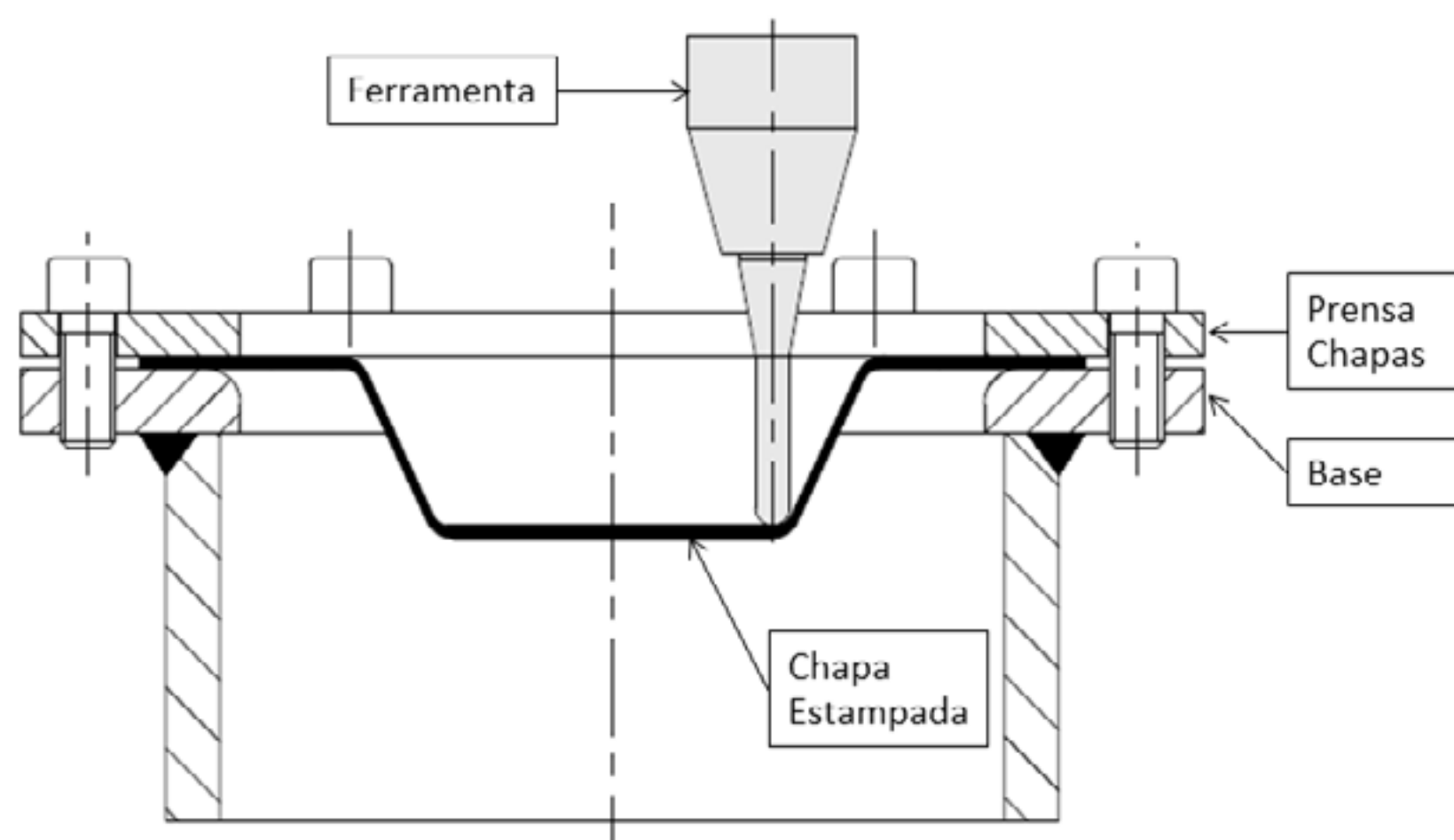


ferramenta foi conduzida por um braço robótico da marca ABB e modelo IRB140, conforme indicado na Figura 2(a). A Figura 2(b) mostra um detalhe ampliado da ferramenta e da chapa sendo estampada.



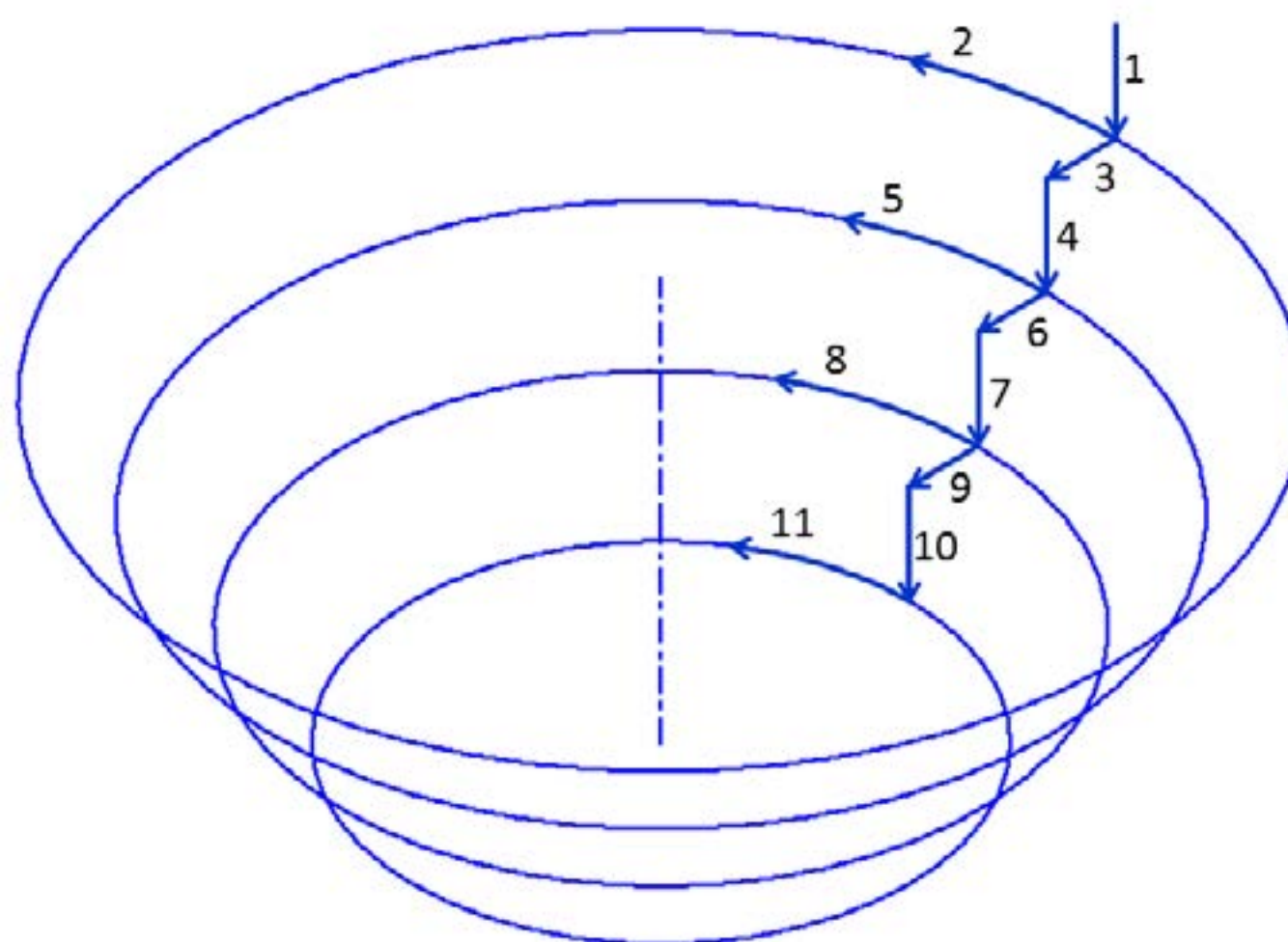
**Figura 2:** Estampagem Incremental com Braço Robótico: (a) Dispositivo para fixação da chapa e Braço Robótico e (b) Ferramenta e chapa estampada

A Figura 3 apresenta em detalhe o dispositivo de fixação das chapas, constituído por uma base e um prensa chapas, ambos fabricados em aço SAE1020. A chapa de alumínio puro AA1100-H14 com 0,5 mm de espessura foi fixada no dispositivo por meio de parafusos. Antes do início de cada experimento foi depositada uma fina camada de óleo 10W-40.



**Figura 3:** Dispositivo para realização dos experimentos

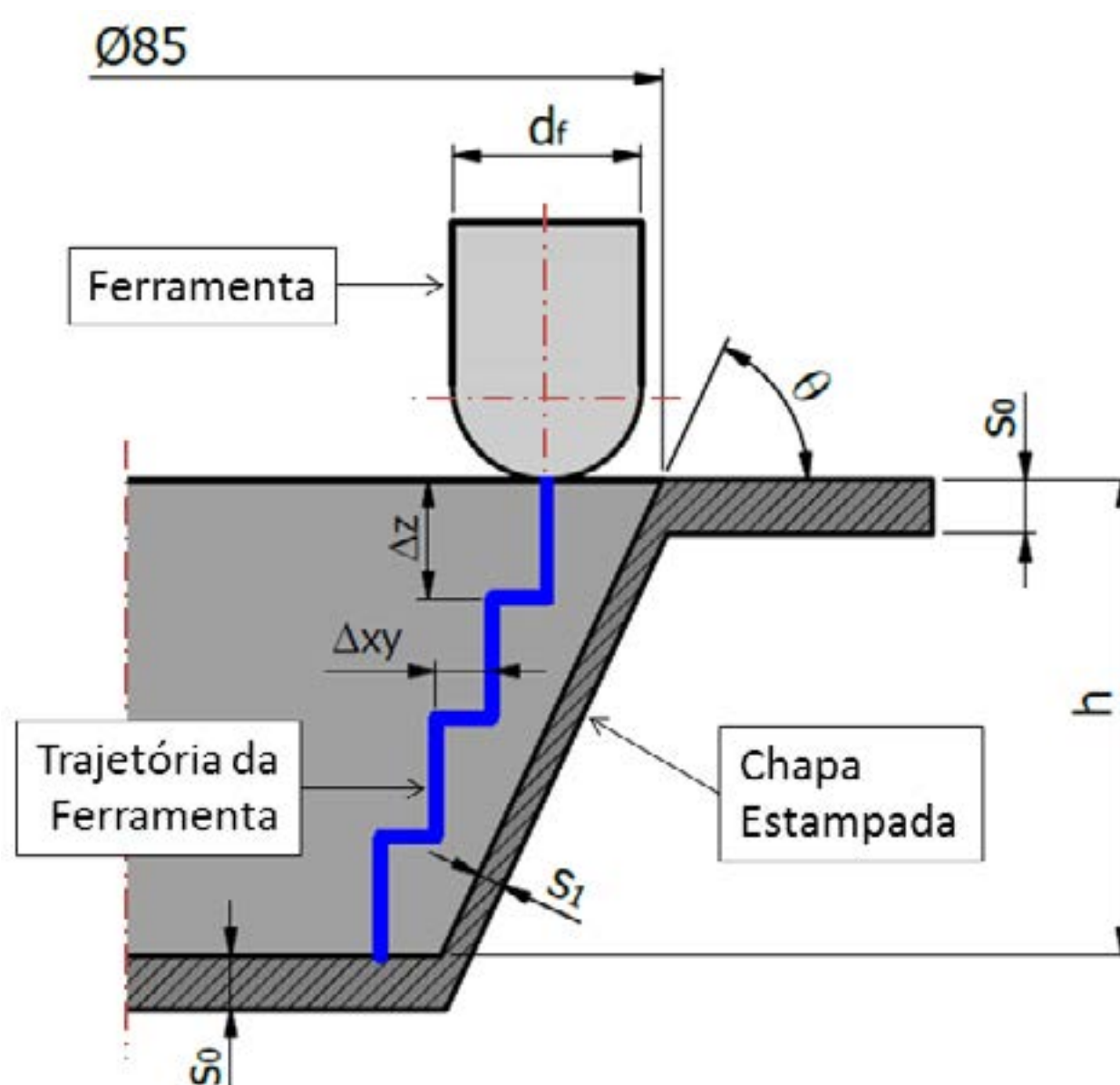
A ferramenta utilizada nos experimentos e representada na Figura 3, possui ponta semiesférica com diâmetro  $d_f = 5 \text{ mm}$ , e foi fabricada em aço SAE1045 temperado e revenido. A trajetória da ferramenta nos experimentos é representada na Figura 4.



**Figura 4:** Trajetória da ferramenta nos experimentos

A trajetória usada neste trabalho também foi utilizada nos experimentos de Duflou, Szekeresb e Vanherck para avaliação das forças no processo [11]. Nos experimentos de Rauch *et al.* essa trajetória conferiu melhor precisão geométrica às chapas estampadas ao ser comparada com outras trajetórias [12].

Nos experimentos realizados neste trabalho foram estampados troncos de cone com diâmetro inicial de  $85\text{ mm}$  e ângulo de parede  $\theta$  (de  $65^\circ$  a  $72^\circ$ ). Após o posicionamento da ferramenta sobre a chapa foi realizado seu incremento vertical ( $\Delta z$ ) seguido de uma trajetória circular. Depois foi realizado incremento horizontal ( $\Delta xy$ ) seguido de novo incremento vertical e nova trajetória circular. A trajetória da ferramenta foi seguida até a fratura da chapa ou até uma profundidade máxima  $h = 75\text{ mm}$ , sendo que nas paredes da peça ocorreu a redução da espessura, resultando em uma espessura final ( $s_1$ ) conforme indicado na Figura 5.

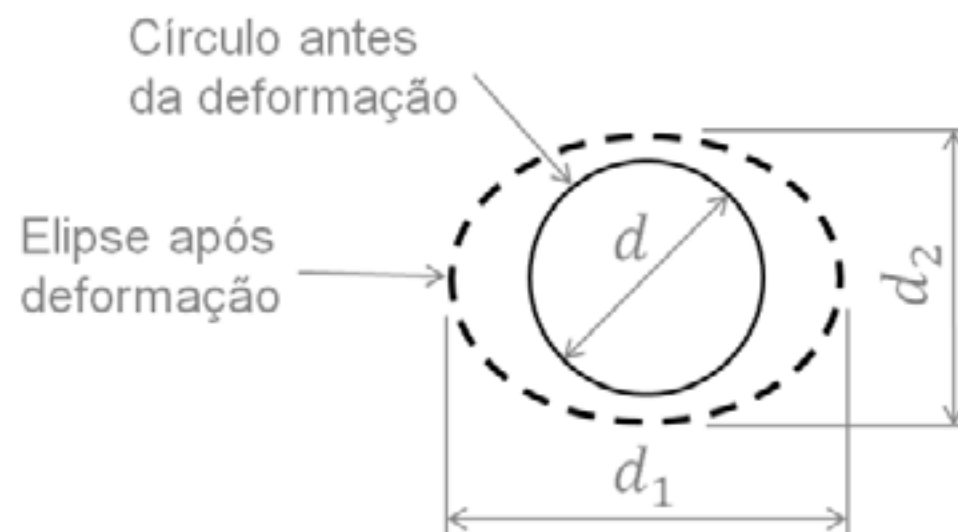


**Figura 5:** Parâmetros do processo



Todos os experimentos foram realizados com velocidade de avanço da ferramenta  $v = 50 \text{ mm/s}$ , mas sem rotação. O incremento vertical  $\Delta z = 1 \text{ mm}$  também foi mantido em todos os experimentos, enquanto que o incremento horizontal ( $\Delta xy$ ) variou de acordo com o ângulo de parede utilizado.

A análise das deformações obtidas em cada tronco de cone estampado foi realizada por meio de gravação eletroquímica de uma grade de círculos sobre as chapas com diâmetro  $d = 2,5 \text{ mm}$ . Após a deformação esses círculos transformam-se em elipses, sendo que a determinação das deformações foi feita por meio da medição dessas elipses. Para determinação das máximas deformações obtidas em cada cone, foi medida a largura e o comprimento da primeira elipse inteira ao lado da fratura. A Figura 6 apresenta o diâmetro do círculo gravado na chapa  $d$ , assim como o comprimento da elipse  $d_1$  e a largura da elipse  $d_2$ .



**Figura 6:** Representação do círculo gravado na chapa e a elipse formada após a deformação.

A deformação verdadeira no comprimento ( $\varphi_1$ ) foi determinada pelo logaritmo natural da razão do comprimento da elipse pelo diâmetro do círculo gravado na chapa, conforme apresentado na Equação 2.

$$\varphi_1 = \ln \frac{d_1}{d} \quad (2)$$

Onde:

$\varphi_1$  = deformação verdadeira no comprimento (-);

$d_1$  = comprimento da elipse (mm);

$d$  = diâmetro do círculo gravado na chapa (mm).

Enquanto que deformação verdadeira na largura ( $\varphi_2$ ) foi determinada pelo logaritmo natural da razão da largura da elipse pelo diâmetro do círculo gravado na chapa, conforme Equação 3.

$$\varphi_2 = \ln \frac{d_2}{d} \quad (3)$$

Onde:

$\varphi_2$  = deformação verdadeira na largura (-);

$d_2$  = largura da elipse (mm).

Em seguida, com base na lei de constância de volume, expressa na Equação 4, pode ser determinada a deformação na espessura da chapa ( $\varphi_3$ ), conforme indicado na Equação 5.

$$\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3 = 0 \quad (4)$$

Onde:

$\varphi_3$  = deformação verdadeira na espessura (-).

$$\varphi_3 = -(\varphi_1 + \varphi_2) \quad (5)$$

Considerando que a deformação verdadeira na espessura ( $\varphi_3$ ) é determinada pelo logaritmo natural da razão da espessura final pela espessura inicial, conforme apresentado na Equação 6.

$$\varphi_3 = \ln \frac{s_1}{s_0} \quad (6)$$

Onde:

$s_1$  = espessura final (mm);

$s_0$  = espessura inicial (mm).

Isolando a espessura final na Equação 6 foi obtida a Equação 7, através da qual foi determinado o valor de espessura final em cada tronco de cone estampado.

$$s_1 = s_0 \cdot e^{\varphi_3} \quad (7)$$

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Com base na estampagem dos oito troncos de cone em chapa de AA1100-H14 com espessura inicial  $s_0 = 0,5 \text{ mm}$ , usando diâmetro de ferramenta  $d_f = 5 \text{ mm}$ , com incremento vertical  $\Delta z = 1 \text{ mm}$ , velocidade de avanço da ferramenta  $v = 50 \text{ mm/s}$ , sem rotação e com ângulo de parede variando de  $\theta = 65^\circ$  a  $72^\circ$ , foi construída a Tabela 1 com os resultados de cada experimento.

**Tabela 1:** Resultados dos experimentos de Estampagem Incremental de AA1100-H14, com velocidade de avanço  $v = 50 \text{ mm/s}$  e incremento vertical  $\Delta z = 1 \text{ mm}$ .

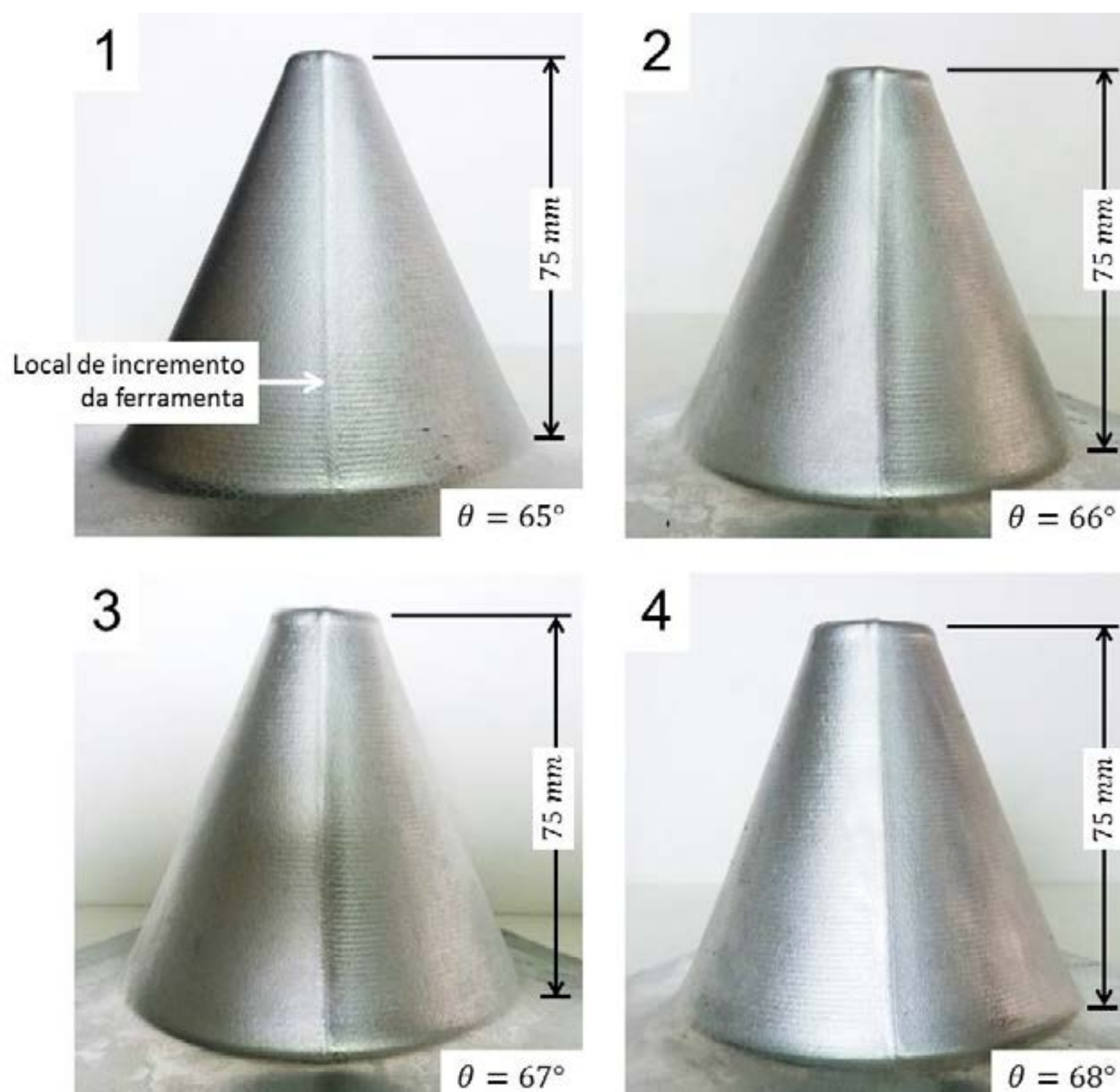
Nº	$\theta$ (°)	$\Delta xy$ (mm)	$h$ (mm)	Fratura?	$\varphi_1$ (-)	$s_1$ (mm)
1	65	0,466	75	Não	0,920	0,199
2	66	0,445	75	Não	0,960	0,191
3	67	0,424	75	Não	0,990	0,186
4	68	0,404	75	Não	1,030	0,179
5	69	0,384	12	Sim	1,045	0,176
6	70	0,364	10	Sim	1,060	0,173
7	71	0,344	10	Sim	1,080	0,170
8	72	0,325	9	Sim	1,100	0,166



Conforme indicado na Tabela 1, o incremento horizontal ( $\Delta xy$ ) variou de acordo com o ângulo de parede ( $\theta$ ) utilizado em cada experimento. A Tabela 1 apresenta também os dados de saída de cada experimento, a profundidade final da chapa estampada ( $h$ ), se ocorreu fratura na peça, a deformação no comprimento ( $\varphi_1$ ) e a espessura final ( $s_1$ ).

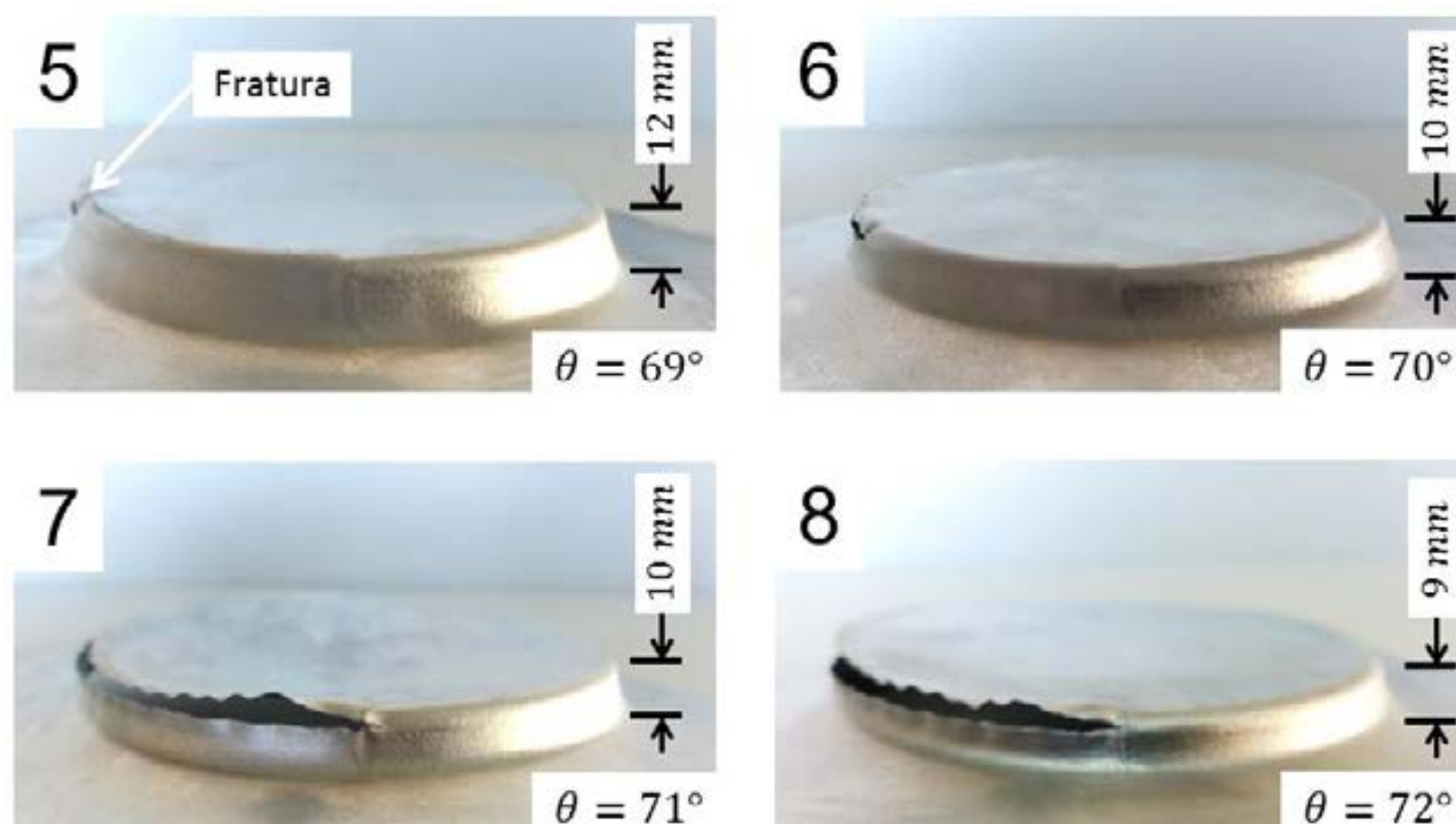
Em cada experimento foi medida a deformação no comprimento ( $\varphi_1$ ) e na largura ( $\varphi_2$ ). Sendo que em todos os casos a deformação na largura foi  $\varphi_2 = 0$ , configurando um estado plano de deformações. A deformação na espessura ( $\varphi_3$ ) foi obtida por meio da lei da constância de volume, conforme Equações 4 e 5, e a espessura final ( $s_1$ ) foi calculada a partir das Equação 7.

Nos quatro primeiros experimentos foi possível realizar a Estampagem Incremental das peças até a profundidade  $h = 75 \text{ mm}$ , sem que ocorresse fratura. As deformações no comprimento variaram de  $\varphi_1 = 0,92$  no primeiro experimento à  $\varphi_1 = 1,03$  no quarto experimento (conforme Tabela 1). A Figura 7 apresenta os quatro primeiros troncos de cone estampados, indicando o ângulo de parede usado em cada experimento, bem como a profundidade máxima estampada e o local onde ocorreu o incremento vertical da ferramenta.



**Figura 7:** Experimentos 1 a 4

Nos quatro últimos experimentos ocorreu fratura da chapa de forma precoce, sendo possível estampar até a profundidade  $h = 12 \text{ mm}$  no quinto experimento e até  $h = 9 \text{ mm}$  no oitavo experimento. As deformações no comprimento variaram de  $\varphi_1 = 1,045$  no quinto experimento à  $\varphi_1 = 1,1$  no oitavo experimento (conforme Tabela 1). A Figura 8 apresenta os últimos troncos de cone estampados, indicando o ângulo de parede usado em cada experimento, bem como a profundidade máxima estampada e o local onde ocorreu a fratura de cada peça.

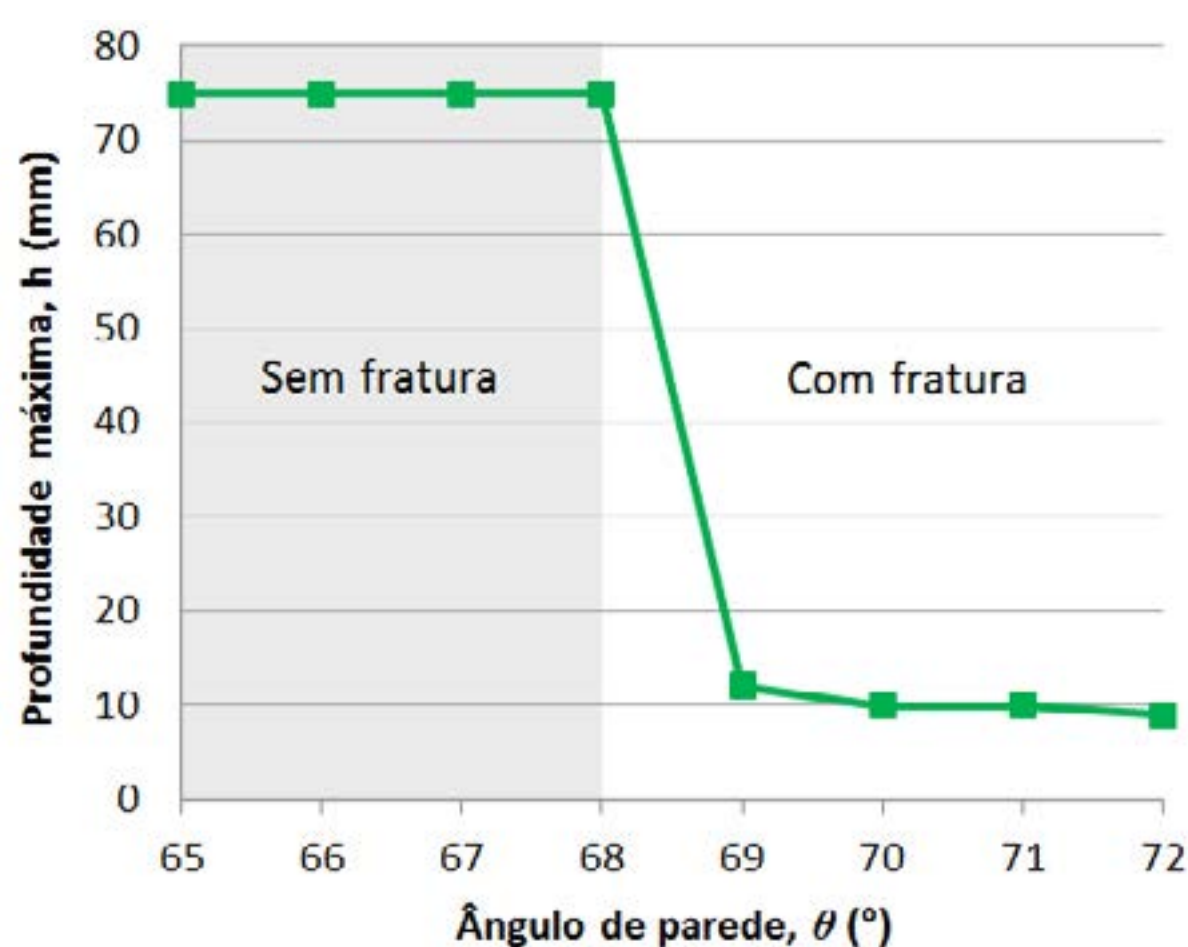


**Figura 8:** Experimentos 5 a 8

Com o aumento do ângulo de parede, aumenta também a taxa de deformação e as tensões aplicadas sobre a chapa, em virtude de que a intensidade das deformações verdadeiras  $\varphi_1$  e  $\varphi_3$  são maiores quando se utiliza maiores ângulos de parede [13]. No entanto, quando esses valores assumem proporções críticas a chapa rompe de forma catastrófica.

Em virtude da grande diferença nas profundidades máximas obtidas nos experimentos 1 a 4 (com  $\theta$  entre  $65^\circ$  a  $68^\circ$ ) em relação aos experimentos 5 a 8 (com  $\theta$  entre  $69^\circ$  a  $72^\circ$ ) é possível identificar o ângulo limite de  $68^\circ$ .

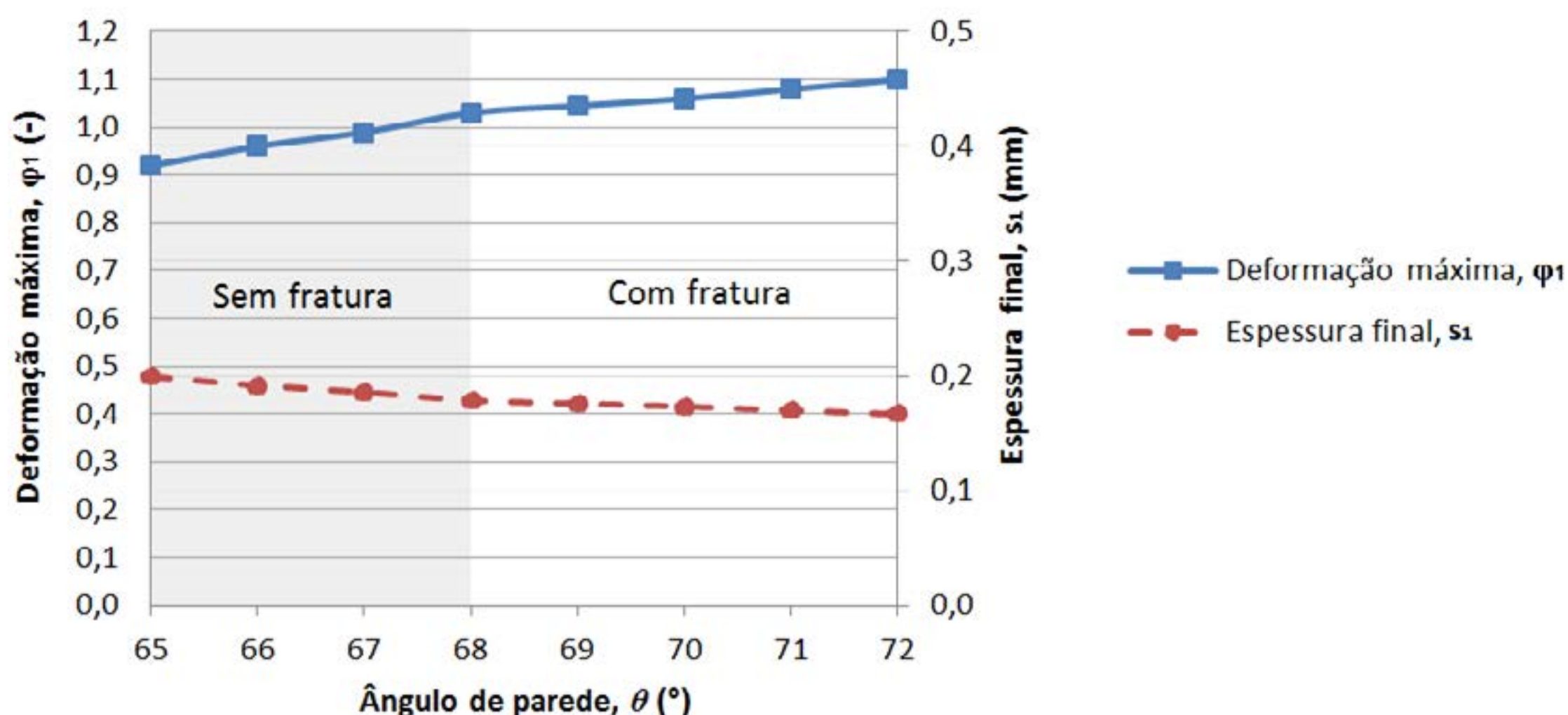
Qualquer inclinação abaixo do ângulo limite possibilita estampagem em grandes profundidades sem que ocorra fratura. E qualquer inclinação acima do ângulo limite apresentará fratura de forma catastrófica com uma pequena profundidade estampada, sendo que essa profundidade diminui à medida que o ângulo de parede aumenta acima do limite de  $68^\circ$ , conforme indicado na Figura 9.



**Figura 9:** Influência do ângulo de parede ( $\theta$ ) na profundidade máxima ( $h$ )

Com o aumento do ângulo de parede as deformações aumentam e, conseqüentemente a espessura final da chapa diminui proporcionalmente, conforme indicado na Figura 10.





**Figura 10:** Influência do ângulo de parede ( $\theta$ ) na deformação máxima ( $\varphi_1$ ) e na espessura final ( $s_1$ )

A espessura final da chapa, calculada pela Equação 7 e apresentada na Tabela 1 e na Figura 10 coincide com a espessura final calculada pela lei do seno (Equação 1), com uma diferença menor que 10%.

#### 4. CONCLUSÕES

Este trabalho apresentou uma análise de oito experimentos de Estampagem Incremental de troncos de cone com chapas de AA1100-H14 com 0,5 mm de espessura, usando incremento vertical 1 mm e velocidade de avanço de 50 mm/s, comparando ângulos de parede de 65° a 72°. Através destes experimentos foi possível concluir que:

- As deformações máximas obtidas na Estampagem Incremental aumentam proporcionalmente à medida que o ângulo de parede aumenta;
- As medidas experimentais obtidas para a espessura final coincidem com a lei do seno;
- O ângulo de parede tem grande influência na estampabilidade, podendo ser estabelecido o ângulo limite de 68° para este material;
- Abaixo do ângulo limite é possível realizar a estampagem de grandes profundidades sem que ocorra a fratura da chapa;
- Com ângulo de parede maior que o limite a fratura ocorre de forma precoce na chapa.

#### AGRADECIMENTOS

O presente trabalho teve o apoio do Instituto Federal de Santa Catarina (IFSC). Por isso os autores agradecem ao IFSC pelo apoio tanto na apresentação do trabalho quanto no destino de recursos para a realização da pesquisa.

#### REFERÊNCIAS

- [1] M. Amino, M. Mizoguchi, Y. Terauchi, and T. Maki, "Current status of 'Dieless' Amino's incremental forming," *Procedia Engineering*, vol. 81, no. October, pp. 54–62, 2014.
- [2] D. M. Neto, J. M. P. Martins, M. C. Oliveira, L. F. Menezes, and J. L. Alves, "Evaluation of strain and stress states in the single point incremental forming process," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 85, no. 1–4, pp. 521–534, 2016.

- [3] M. M. Abdulrazaq, S. K. Gazi, and M. Q. Ibraheem, "Investigation the Influence of SPIF Parameters on Residual Stresses for Angular Surfaces Based on Iso-Planar Tool Path," vol. 15, no. 2, pp. 50–59, 2019.
- [4] R. G. Schreiber and L. Schaeffer, "Manufacture of absorber fins for solar collector using incremental sheet forming," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 8, no. 1, pp. 1132–1140, 2019.
- [5] N. A. Ismail, M. I. S. Ismail, M. A. Mohd Radzman, M. K. A. Mohd Ariffin, and A. As'array, "Parametric Optimization of Robot-based Single Point Incremental Forming Using Taguchi Method," *International Journal of Integrated Engineering*, vol. 11, no. 1, pp. 217–224, 2019.
- [6] C. S. Magnus, "Joule heating of the forming zone in incremental sheet metal forming: Part 2," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 89, no. 1–4, pp. 295–309, 2017.
- [7] D. D. Störkle, D. Möllensiep, L. Thyssen, and B. Kuhlentötter, "Geometry-dependent parameterization of local support in robot-based incremental sheet forming," *Procedia Manufacturing*, vol. 15, pp. 1164–1169, 2018.
- [8] M. Dwivedy and V. Kalluri, "The effect of process parameters on forming forces in single point incremental forming," *Procedia Manufacturing*, vol. 29, pp. 120–128, 2019.
- [9] J. R. Duflou *et al.*, "Process window enhancement for single point incremental forming through multi-step toolpaths," *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 57, no. 1, pp. 253–256, 2008.
- [10] M. Ham and J. Jeswiet, "Forming limit curves in single point incremental forming," *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 56, no. 1, pp. 277–280, 2007.
- [11] J. R. Duflou, A. Szekeres, and P. Vanherck, "Force Measurements for Single Point Incremental Forming: An Experimental Study," *Advanced Materials Research*, vol. 6–8, pp. 441–448, 2009.
- [12] M. Rauch, J. Y. Hascoet, J. C. Hamann, and Y. Plenel, "Tool path programming optimization for incremental sheet forming applications," *CAD Computer Aided Design*, vol. 41, no. 12, pp. 877–885, 2009.
- [13] E. Hagan and J. Jeswiet, "Effect of wall angle on Al 3003 strain hardening for parts formed by computer numerical control incremental forming," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, vol. 217, no. 11, pp. 1571–1579, 2003.
- [14] K. A. Al-Ghamdi and G. Hussain, "Threshold tool-radius condition maximizing the formability in SPIF considering a variety of materials: Experimental and FE investigations," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 88, Elsevier, Amsterdam, pp. 82–94, 2015.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Towards springback compensation when forming structural parts of modern lightweight car bodies

Mathias Liewald <sup>(1)</sup>

Ranko Radonjic <sup>(2)</sup>

David Briesenick <sup>(3)</sup>

### ABSTRACT

Nowadays, the automotive industry is challenged by increasing environmental regulations as well as a continuous enhancement of standard requirements regarding passenger's safety. These tendencies lead to rising use of advanced (AHSS) and ultra-high-strength steel sheets (UHSS) in the production of dedicated lightweight car body components. When forming such sheet metal materials, however, serious problems arise regarding the springback of the components produced. In this respect, the present paper discusses different approaches for the compensation of springback related part shape deviations. In addition, important issues regarding material modelling and the meshing concept are discussed in terms of an accurate springback simulation.

**Key words — High-strength sheet metal, sheet metal forming, simulation, springback.**

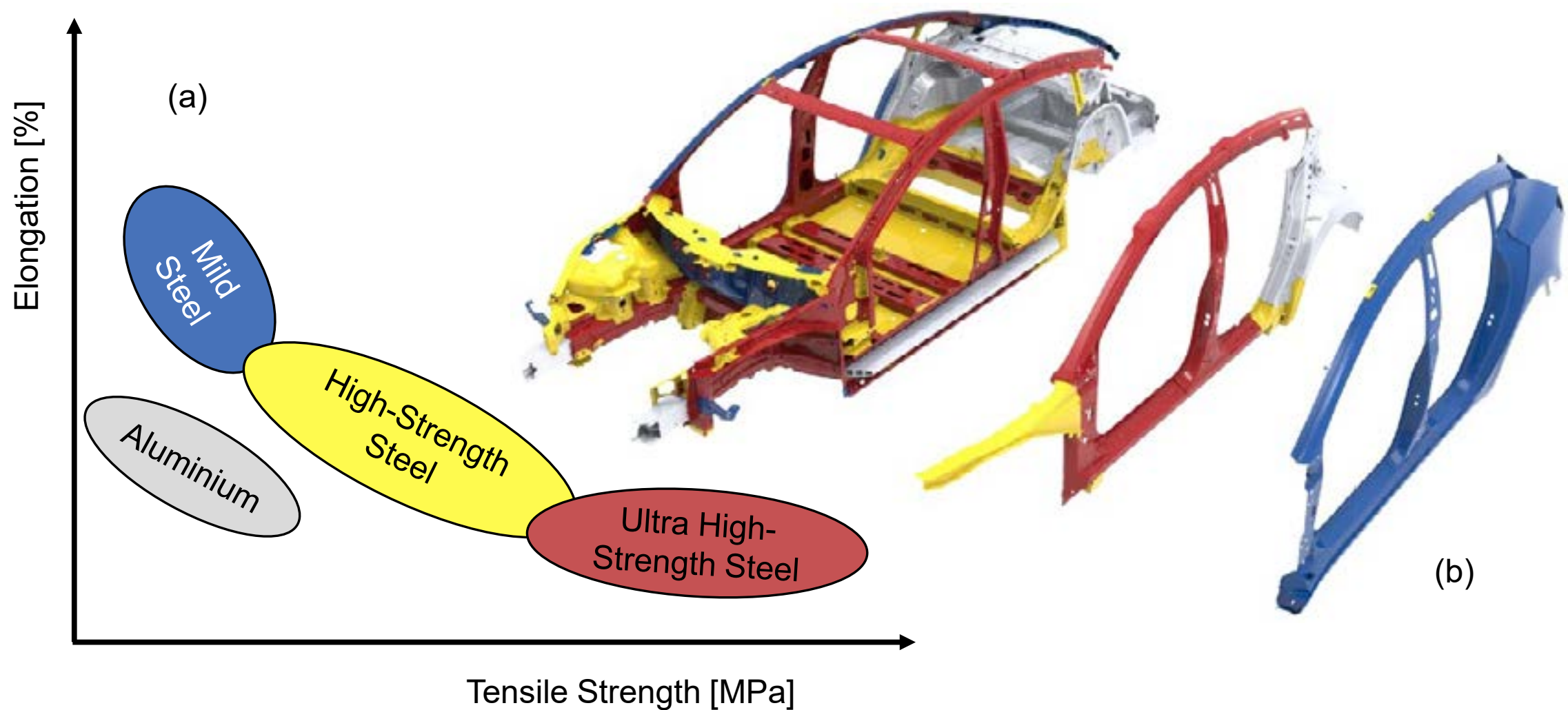
### 1. INTRODUCTION

The car body structure is one of the key functional and quality related subassemblies in a modern vehicle. At the same time, the body structure not only should meet the legal requirements regarding crashworthiness and recycling rates, but also constantly be considered in terms of lightweight design. The main reason for this is the compensation of additional weight due to upcoming alternative drive technologies, such as electric vehicles and their battery systems. In addition, a stiff car body structure effectively protects the passenger compartment, contributes to the car's driving dynamics and influences noise, vibration and harshness (NVH) [1]. For these reasons, single structural sheet metal components nowadays are manufactured from ultra-high-strength steels (UHSS), as in this way the sheet thickness can be reduced and the required stiffness maintains at the same time. However, the high material strength is accompanied by reduced ductility and thus low formability, as seen in Figure 1 (a). The advanced material properties lead to increased challenges in sheet metal forming, since relatively high process loads arise for the presses and tools during forming and shear cutting operations, accelerating their wear [2]. In addition, the mechanical properties of UHSS usually result in a low formability, a strong wrinkle tendency and a pronounced elastic recovery after forming [3]. While such new steel alloys are becoming increasingly stronger, simultaneously they are more difficult to form into automotive structural parts disclosing tight ranges of dimensional accuracy.

<sup>(1)</sup> Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Mathias Liewald MBA, Institute for Metal Forming Technology (IFU)

<sup>(2)</sup> Ranko Radonjic, IFU Stuttgart, Germany, ranko.radonjic@ifu.uni-stuttgart.de

<sup>(3)</sup> David Briesenick, IFU Stuttgart, Germany, david.briesenick@ifu.uni-stuttgart.de



**Figure 1:** (a) Relation between elongation and tensile strength of sheet metals and (b) their frequent application in a car body structure of an electric vehicle [4]

Springback occurs after the sheet metal forming process when removing the part from the tool. It can be understood as a phenomenon caused by elastic strain recovery of material after unloading. The resulting shape deviation depends heavily on the part geometry, the forming process and the material properties. With regard to the material properties, material's strain hardening behavior and strain dependency of Young's modulus are of particular interest [5]. Together with these material properties, the forming process influences the plasticization of the formed part and therefore the remaining elastic fraction of total strain, which can be considered as one of the main reasons for springback occurrence.

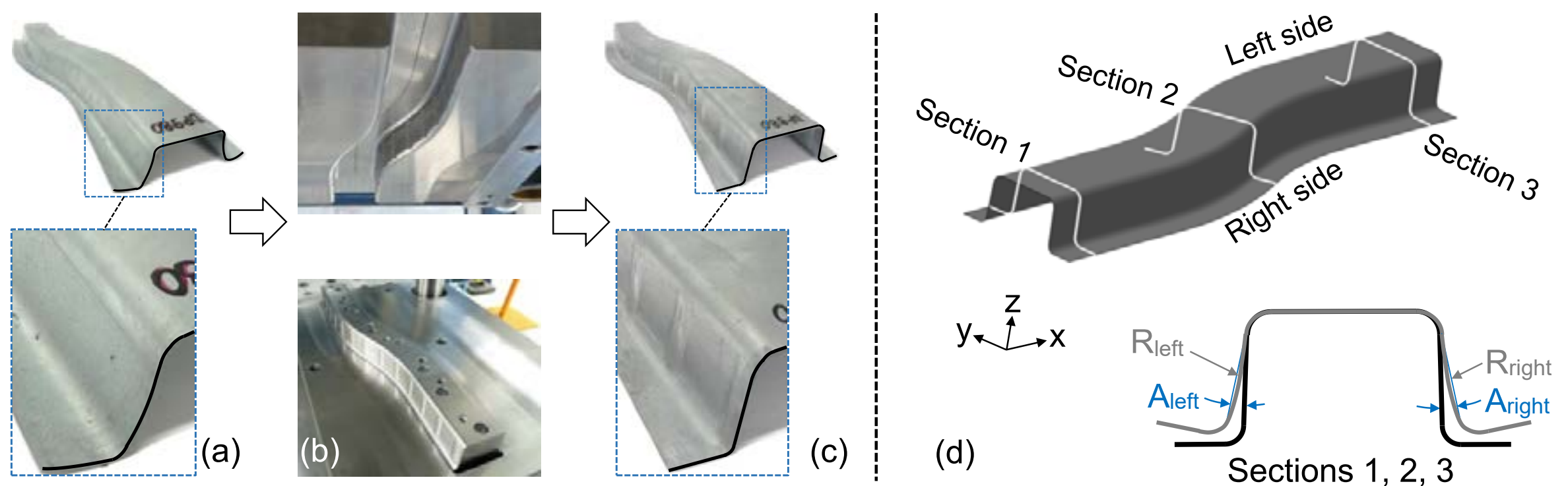
## 2. APPROACHES FOR SPRINGBACK COMPENSATION

Compensation of springback related part shape deviations is a challenging issue when forming ultra-high-strength steel sheets. In order to ensure dimensional quality within specified tolerance ranges, various compensation methods have been evolved. Here, one of the well-known and frequently used methods for springback compensation is over-bending or over-crowning of the part [6]. By this method, the sheet metal part is initially formed in such a way that desired shape and dimensions are attained without considering springback after release. Afterwards, the released part is measured, and based on the measurement results, experience-based iterative correction loops are performed until the part shape meets the required geometry. However, in case of more complex part geometries, such trial-and-error correction loops can sometimes take more than six months until the part meets the quality requirements [7]. When forming ultra-high-strength steel sheet materials, the method of over-bending/over-crowning is also not always appropriate in any case. Since these materials show a high springback tendency, the required high over-bending ratios would cause undercuts of the active tool surfaces [8].

A further sophisticated approach of springback compensation and enhancement of the component properties represents the direct press hardening of manganese-boron-steels. Respective tools enable warm forming and cooling in one operation, leading to high dimensional quality and an increase in strength due to quench hardening mechanisms [9]. In contrast, Kibben [10] presented a novel cold forming process, which is called trim-free sizing deep drawing (smartform). In this case, the part is manufactured within two forming operations, a preform stage and a subsequent sizing stage. In this process compressive stresses are superimposed, which significantly reduces springback. In addition, Radonjic and Liewald [11] proposed a modification of the conventional deep drawing process by alternating the blank draw-in during the forming stroke. The inversely change of clamping and draw-in of the part flanges leads to a superimposition of bending stresses and thus to a tremendous reduction of the springback amount at sidewall and flange [12].

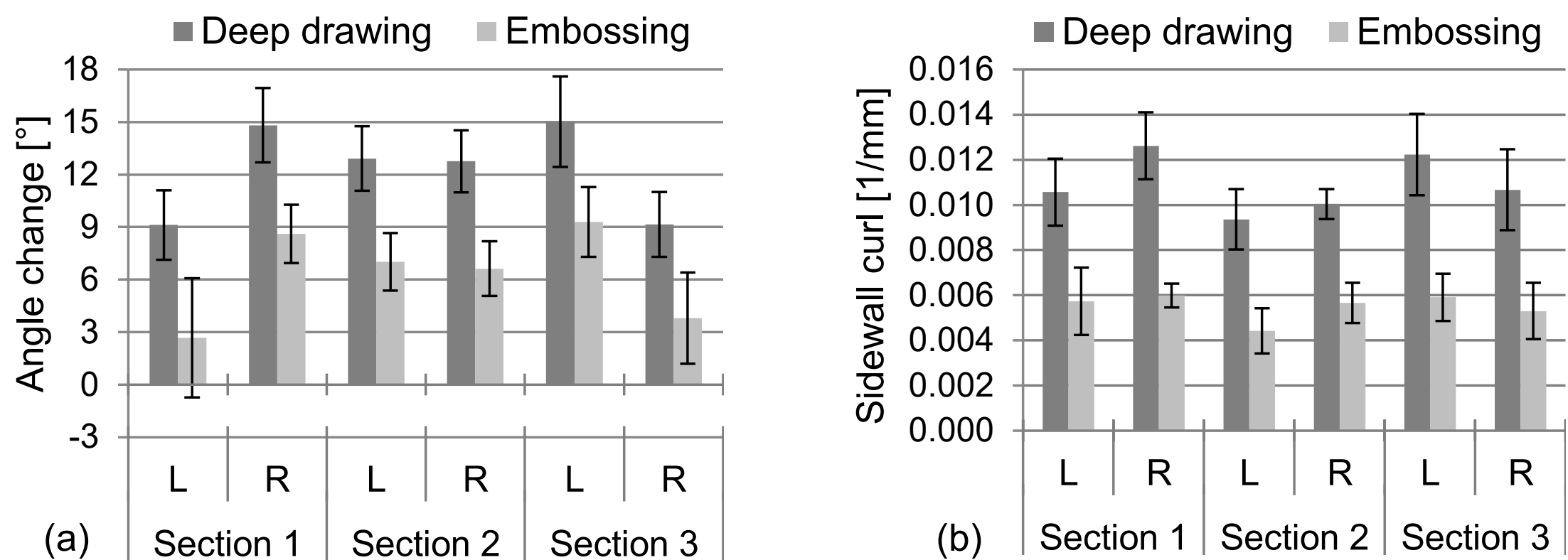


A further possibility to improve stress conditions in specific component areas and thus to reduce springback is the implementation of suitable stiffening beads into the component shape [13]. Such stiffening features of beads can be formed into the part shape directly by deep drawing or in a subsequent forming operation (restrike operation), as shown in Figure 2. In this case, the part was first deep drawn with an applied blank holder force of 1500 kN. As the blank material was used dual-phase steel DP 980. Sheet metal thickness was 1 mm. After part release, significant amount of springback was identified (Figure 2a). For this reason, an additional forming operation was applied in order to reduce springback of the deep drawn part. Thereby, vertical oriented stiffening beads were formed into the part sidewalls. The width and depth of the stiffening beads amounted to 10 mm and 1 mm, respectively. The distance between particular stiffening beads was 40 mm. Figure 2b shows the tool used in this experiment. Here, the part after deep drawing was positioned appropriately onto the punch bottom surface. Afterwards, the press ram was moved down until the defined clearance between punch and die was reached (sheet thickness +10 %). Figure 2c shows part shape obtained after embossing of the stiffening beads in the sidewall area. The occurred sidewall curl after deep drawing was significantly reduced due to the embossing operation, as can be seen in Figure 2d.



**Figure 2:** Embossing of the part sidewall, (a) part after deep drawing, (b) tool for embossing of the part sidewall, (c) part after embossing; (d) springback evaluation concept,  $A_{left}$ ,  $A_{right}$  – angle change,  $R_{left}$ ,  $R_{right}$ , radius of sidewall curvature, sidewall curl =  $1/R$  [1/mm]

Figure 3 shows comparison of the angle change and sidewall curl after deep drawing as well as after embossing of the part sidewall area. The highest value of the angle change after deep drawing was measured in section 3 and amounted to 15°. Due to embossing of the part sidewalls, the angle change was reduced in all evaluation sections for approximately 6°. At the same time, pronounced sidewall curl after deep drawing was reduced by embossing of part sidewall as well.

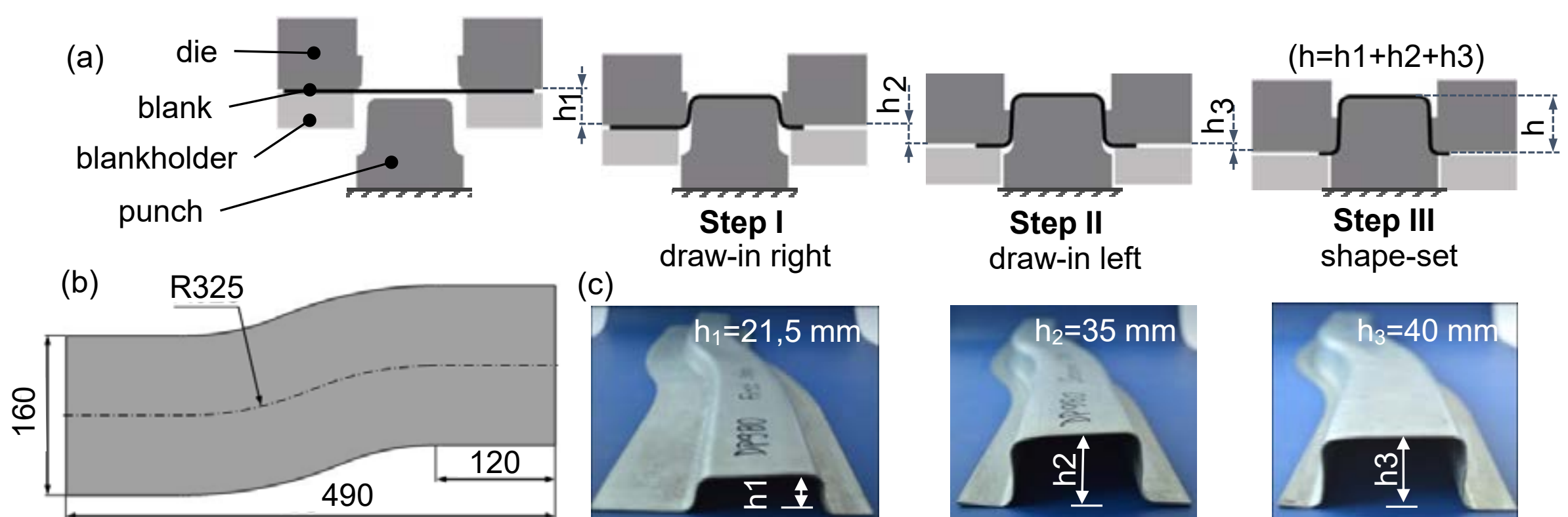


**Figure 3:** Comparison of springback after deep drawing and embossing of the part sidewall, (a) angle change, (b) sidewall curl

As mentioned before, the modification of conventional deep drawing process by alternating the blank draw-in pursues a further approach for reducing springback immediately in the first forming

operation. Elastic related shape deviations depend largely on the stress distribution acting in the part before it is removed from the tool. Alternating bending over tool radii due to changing draw-in of part flanges leads to a superimposed stress state and therefore a decreasing stress gradient in thickness direction. This reduces appearing angular deviations in flange and sidewall regions of the part geometry. The process design is applicable on hat channel shaped parts and very advantageous if ultra-high-strength steel is used as blank material.

The experimental setup for investigating deep drawing with alternating draw-in shown in Figure 4 is defined as a three stage forming process. Here, sheet metal made of DP 980 was selected as blank material and formed within defined procedure into the final double curved hat channel. Die and punch radii amounted to 6 mm and 5.8 mm respectively. Different friction conditions between the blank and die or blankholder enabled a controllable draw-in. The different friction conditions were achieved by lubricating the appropriate flange side allowing a draw-in, whereas the opposite side was fixed due to dry contact surfaces. At the beginning of the process, the part was formed by exclusively draw-in of the right flange until a drawing depth of 21.5 mm was reached. After reaching the defined forming depth, the movement of the press ram was stopped. After that, the part was removed from the tool and friction conditions in flange area were changed by a reversal of lubrication. In the second forming step, the drawing depth was increased up to 35 mm, whereas the blank was drawn-in from the left side. At the end, the part and tool surfaces were completely cleaned, and remaining 5 mm of total drawing depth were performed to stretch the sidewalls and achieve the final part height of 40 mm. In addition, the same part was processed by conventional deep drawing with a homogenized blank lubrication of 1.5 g/m<sup>2</sup> of mineral oil M100 and a comparable blankholder force of 1500 kN.



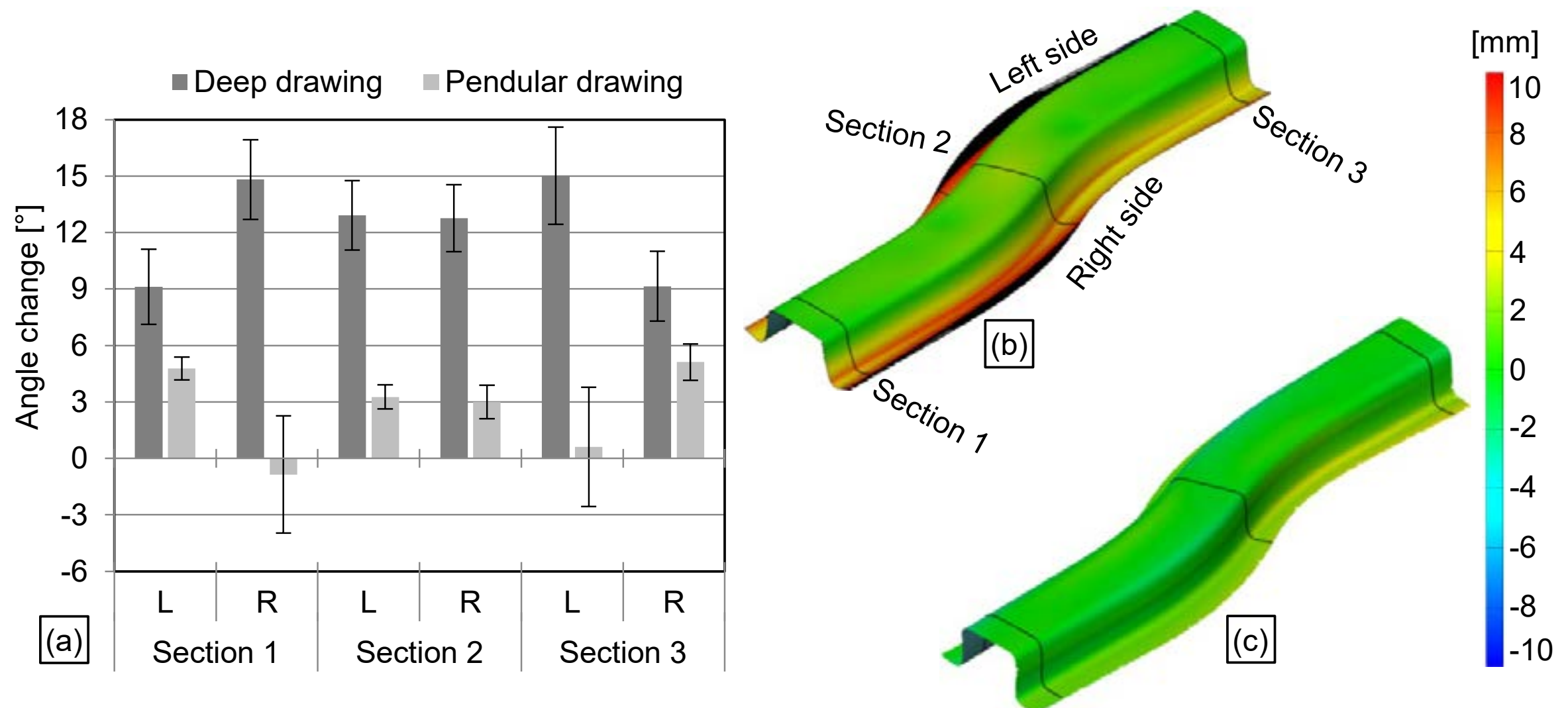
**Figure 4:** Experimental setup when forming with alternating blank draw-in, (a) representation of the applied procedure, (b) blank geometry and (c) experimental results for the corresponding drawing depths

To analyze and characterize springback, the formed parts were digitized using the optical measurement system GOM ATOS 5M and geometrically compared to the nominal geometry. Angle change of the left and right sidewall was analyzed in sections according to the procedure already presented in Figure 2d. A global analysis of the shape deviation of obtained parts from conventional deep drawing (b) and deep drawing with alternating blank draw-in (c) is illustrated in Figure 5. In order to compare the geometrical deflection, distances between the nominal geometry and the digitized part surface were calculated by the evaluation software GOM Inspect 2018. Thereby, digitized shape of the real part was firstly appropriate oriented in relation to the nominal part geometry.

Parts formed by conventional deep drawing show a high amount of springback. In average, the angle change show disclose values beyond 9°. In relation to those high angular change values of the elastically recovered sidewalls, shape deviations of the flange areas are additionally negatively influenced and show geometric errors by 13 mm or more. On the contrary, the part formed by deep drawing with alternating blank draw-in shows a significantly reduced springback behavior. It can be observed, that the angle change of the sidewall in all three evaluation sections decreases by more than 5°. This leads to a reduction of springback in all part regions and especially in the sidewall area. The right sidewall, which was drawn-in first, appears to be completely straightened. In addition, the maximum shape deviations are significantly reduced in comparison to conventional deep drawing. The



flange area emerges to be dimensionally stable showing deflections below 2 mm.



**Figure 5:** Comparison of springback, (a) angle change, (b) part shape deviations after conventional deep drawing and (c) after forming with alternating blank draw-in

### 3. SIMULATION IN SHEET METAL FORMING

Finite element simulation (FE) is an important tool in sheet metal forming and is often used during method planning and tool design to ensure failure-free and dimensionally accurate manufacturing of sheet metal components. When setting up a forming simulation, which includes springback analysis as well, special attention is paid on meshing of the blank and tool active surface. In this case, it is necessary to define more contact nodes in curved areas of the tool than needed for conventional forming simulation (it is recommended one node per 5° of radius turn angle). In addition, number of integration points (NIP) by meshing of blank plays an important role. When performing simulations with LS-Dyna code, seven integration points in sheet thickness direction have already proven to be sufficient for an accurate springback prediction, since more defined integration points enormously increase CPU time [14].

Besides the meshing procedure, an appropriate material model has to be defined as well in order to obtain realistic simulation results. Material models that consider only isotropic or anisotropic hardening mechanisms are often not capable to map the complex stress-strain distribution appearing in sheet metal forming processes. Therefore, material models that include kinematic hardening of the sheet metal material should be involved in springback simulation. However, for the determination of all necessary material parameters describing the kinematic hardening behavior of modern high strength sheet metal steel grades, it is necessary to perform non-standardized and often high sophisticated experiments in addition to regular tensile tests. Here, Yoshida-Uemori (Y-U) model represents one of the well-known models that consider kinematic hardening [15].

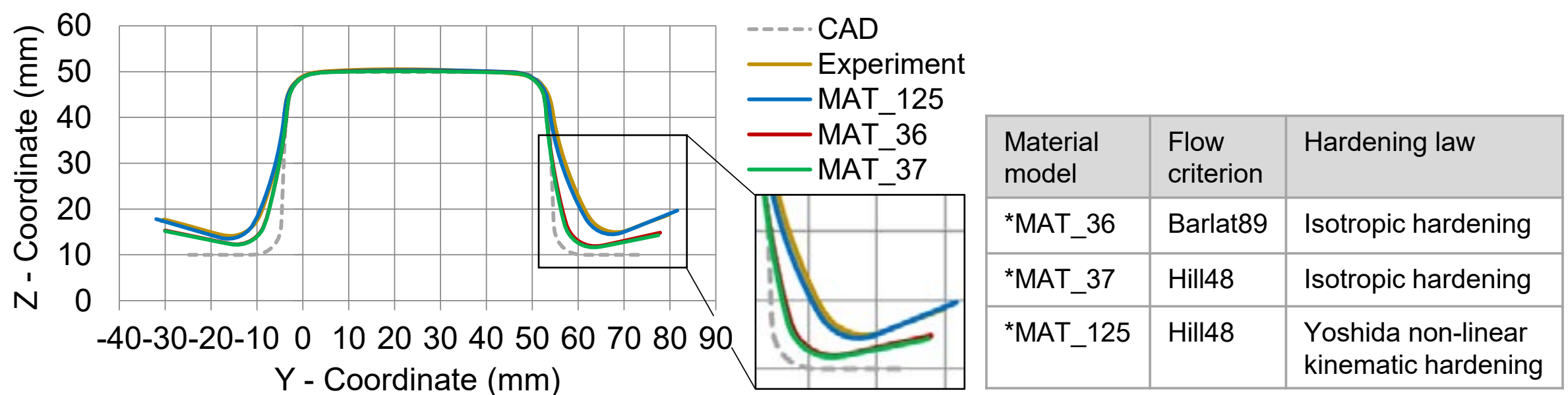
To determine required material parameters for this Y-U-model, different types of tests (cyclic tension-compression test, cyclic shear test, torsion test or even cyclic bending test) can be performed. Tension-compression tests are very challenging due to increased buckling tendency of the thin sheet metal specimen in compression phase. Therefore, in case of high and ultra-high-strength steel sheets, cyclic shear tests have proven as suitable, especially when relatively high values of deformation are required. More detailed information regarding experimental setup as well as procedure for determining material parameters of Yoshida-Uemori hardening model can be found in [16].

Furthermore, the elastic modulus plays an important role in springback simulation, as numerous research results showed that with an increase of plastic strain in sheet metal both the value of the loading and the unloading elastic modulus decrease [5], [12], [17]. Thus, for an accurate prediction of springback, the Young's modulus value must be adjusted process-dependently, while in simple numerical simulations of sheet metal forming processes it is often considered constant. In order to



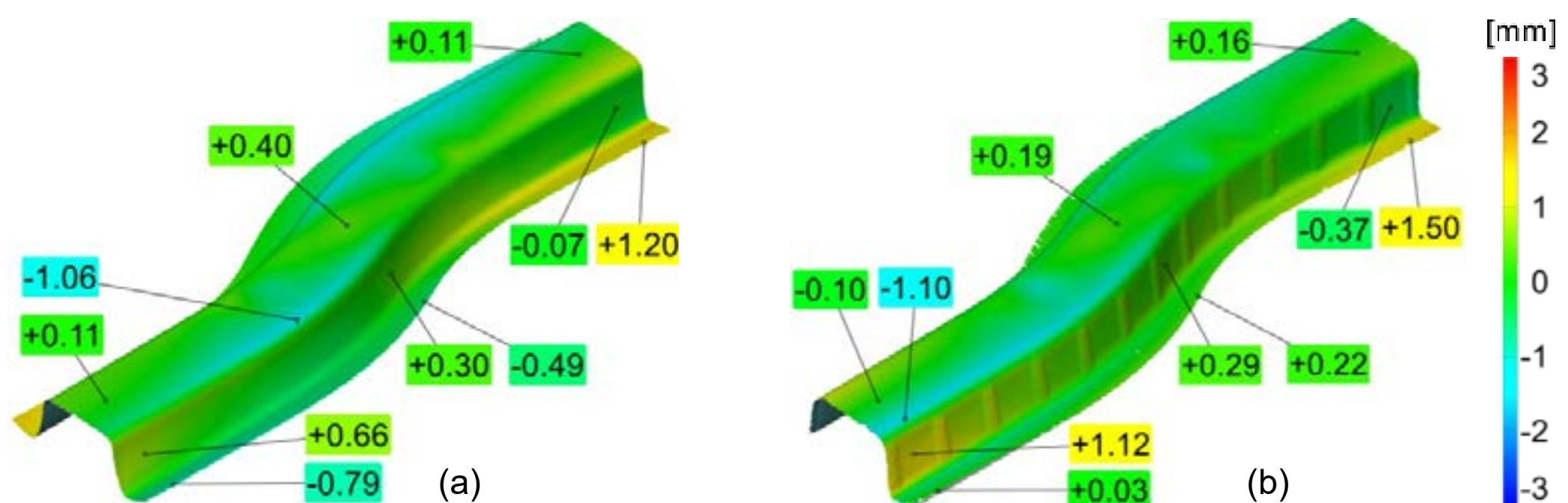
determine strain dependent reduction of the unloading elastic modulus (apparent Young's modulus) an appropriate cyclic loading-unloading test is usually performed while keeping same specimen shape as used in the standard tensile test. In this respect, results obtained by investigating the steel sheet DP 980 showed that the apparent Young's modulus decreases by about 23 % compared to initial elastic modulus when strain value increases up to 0.08 [12].

Figure 6 shows a comparison between simulation results regarding springback prediction gained by using different material models of LS-Dyna and experimental results. As expected, a relatively high difference between simulation results and experiment appeared when calculating with material models that take isotropic hardening (\*MAT\_36 and \*MAT\_37) into account. However, when considering kinematic hardening and strain dependent reduction of the apparent Young's modulus in material model (\*MAT\_125), only small deviations are obtained between simulation and experimental results.



**Figure 6:** Springback prediction with different material models in relation to experimental results (material DP 980, applied blank holder force 1500 kN; evaluated in section 1 regarding to principle shown in Figure 2c)

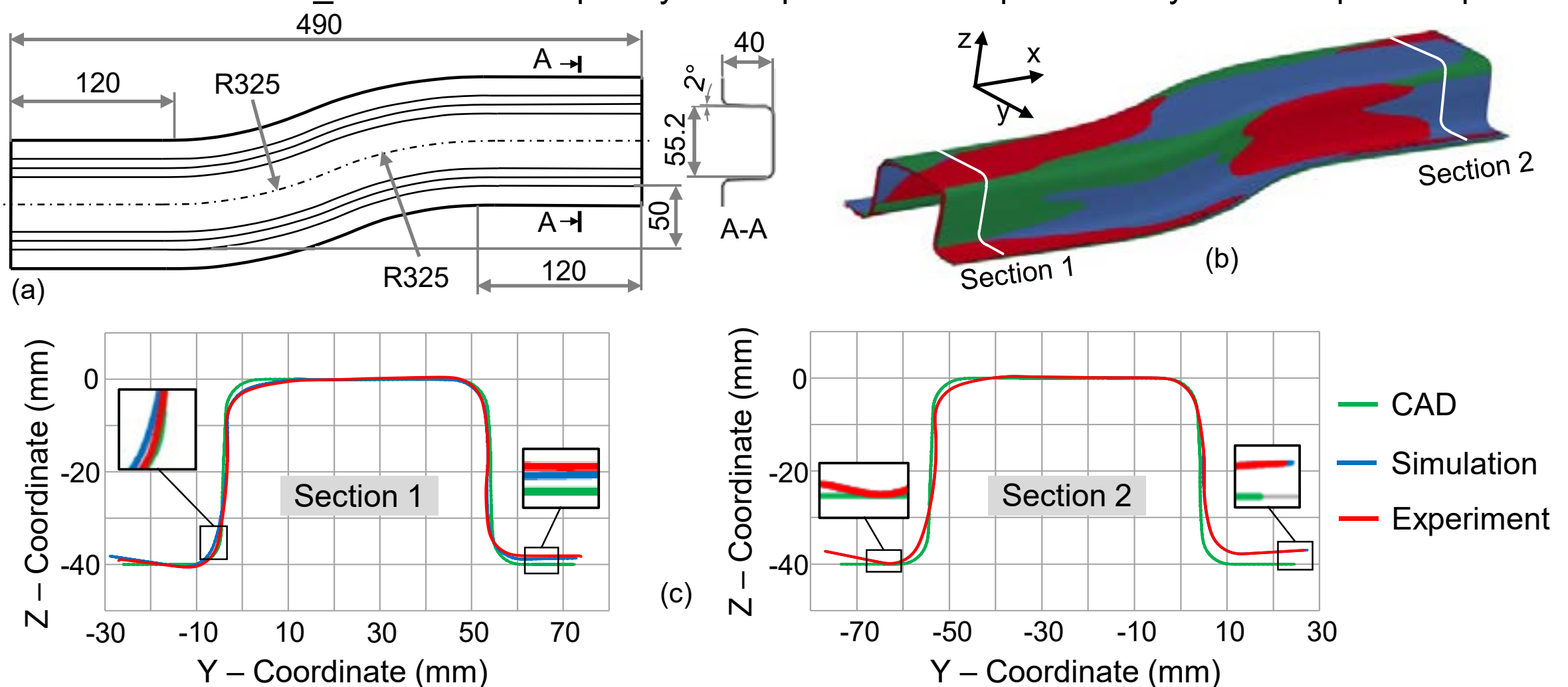
Figure 7 shows deviation between simulation and experiment for the whole part geometry after deep drawing (left) as well as after embossing (right). In order to compare the results of the simulation and the experiment, the part shapes calculated in the springback simulation were exported into a STL-file. The parts deep drawn in experiment were digitized and in doing so, their captured outer surfaces were also exported into a STL-file. Comparison between simulation and experimental results was provided by using software GOM Inspect 2018. Thereby, surface of the released part obtained in simulation was defined as a reference and outer surface of one part formed in experiment as actual geometry. Furthermore, these two geometries were appropriate positioned against each other. After that, the deviation between simulation and experimental results was investigated in each area of the part. The highest deviation was identified in the flange area and amounted to 1.2 mm. In contrast, after embossing of the part sidewall, the deviation between simulation and experiment was slightly increased (Figure 7b). The reason for this increase in deviation between simulation and experiment after embossing can be found in the fact that the simulations were performed with rigid active tool surfaces. In the experiment, the tool parts behave as elastic and are extremely loaded in zones of embossing. This transverse loading of the punch and die by embossing can cause certain increase of the gap between them. Such an elastic deformation of the tool can influence part shape measurements after release.



**Figure 7:** Deviation between simulation with material model \*MAT\_125 and experimental results; (a) after deep drawing and (b) after embossing of the part sidewall



As already mentioned, forming with alternating blank draw-in leads to significantly reduced amount of springback. In this regard, Figure 8 shows a comparison between simulation and experiment in case of forming with alternating blank draw-in, taking into account the process parameter as presented in Figure 4. Hereby, it can be seen that very small part shape deviations occurred regarding the reference geometry of the part. In addition, simulation results with the defined material model \*MAT\_125 almost completely correspond to the experimentally obtained part shape.



**Figure 8:** Comparison between simulation and experiment [12]

#### 4. CONCLUSION

In this paper, different approaches that can be used for reduction of springback related part shape deviations were presented. The following conclusions can be drawn from the provided results:

- After conventional deep drawing of hat channel shaped parts from steel sheet DP 980, a tremendous amount of springback appears.
- The use of traditional springback compensation methods such as over-bending/over-crowning often leads to insufficient results when forming AHSS and UHSS.
- Experimental and simulation results showed that by embossing of appropriate stiffening beads into the part sidewall area, the springback amount of the part (angle change and sidewall curl) can be significantly reduced.
- Forming with alternating blank draw-in has proven to be a successful approach when manufacturing hat channel shaped parts. By an appropriate employed blank draw-in kinematics during forming, it is even possible to produce the part within a relatively narrow range of tolerance.
- Simulation with the material model, which considers kinematic hardening and strain dependent reduction of Young's modulus, showed small deviations in relation to experimental results.

#### ACKNOWLEDGMENT

The presented experimental and simulation results are obtained within the research projects *Springback compensation by stress superposition in forming of ultra-high-strength steel sheets* (LI 1556/67-1) and *Alternating deep-drawing* (EFB 13/217). The authors would like to acknowledge the German Research Foundation (DFG) and the European Research Association for Sheet Metal Working (EFB) for their financial support.

## References

- [1] COOX, I.; VIVET, M.; TAMAROZZI, T.; GELUK, T.; CREMERS, L.; DESMET, W. Numerical assessment of the impact of vehicle body stiffness on handling performance, *Proceedings of ISMA2012-USD2012*, pp. 3711–3723, 2012.
- [2] BALUCH, N.; MOHAMED, Z.U.; SOBRY-ABDALLAH, C. Advanced High Strength Steel in Auto Industry: an Overview, *Eng. Appl. Sci. Res.*, vol. 4, no. 4, pp. 686–689, 2014.
- [3] RADONJIC, R.; LIEWALD, M. Approaches for springback reduction when forming ultra high-strength sheet metals, *Materials Science and Engineering*, 159 (2016) 012028, doi:10.1088/1757-899X/159/1/012028.
- [4] <https://electrek.co/2017/08/22/tesla-model-3-body-alloy-mix/>
- [5] CHONGTHAIRUNGRUANG, B.; UTHAISANGSUK, V.; SURANUNTCHAI, S.; JIRATHEARNAT, S. Springback prediction in sheet metal forming of high strength steels, *Materials and Design* 50 (2013) 253-266.
- [6] ALTAN, T.; TEKKAYA, A.E. *Sheet Metal Forming; Processes and Applications*. ASM International – The Materials Information Society, 2012.
- [7] GAN, W.; WAGONER, R.H. Die design method for sheet springback. *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 46, pp. 1097-1113, 2004:
- [8] Yoshida, T.; Hashimoto, K.; Katayama, T.; Kuriyama, Y. Shape control techniques for high strength steel in sheet metal forming, *Nippon Steel Tech. Rep.*, no. 88, pp. 27–32, 2003.
- [9] NEUGEBAUER, R. Press hardening - An innovative and challenging technology, *Arch. Civ. Mech. Eng.*, vol. 12, no. 2, pp. 113–118, 2012.
- [10] KIBBEN, M.; BODE, L.; FLEHMIG, T. smartform ® by thyssenkrupp - Enhancement of production processes for a cost optimized cold forming of high strength steel, *Conf. Proceedings - New Developments in Sheet Metal Forming*, pp. 1–13, 2018.
- [11] RADONJIC, R.; LIEWALD, M. Forming with alternating blank draw-in as a new approach for springback reduction, *Conf. Proceedings SCT2017*, 2017.
- [12] RADONJIC, R.; LIEWALD, M. New process design for reduction of springback by forming with alternating blank draw-in, *Procedia Manuf.*, vol. 29, pp. 217–224, 2019.
- [13] RADONJIC, R.; LIEWALD, M. Springback behavior of deep drawing components depending on forming conditions, *Conf. Proceedings SCT2014*, pp. 38-45, 2014.
- [14] LAJARIN, S.; MARCONDES, P. Influence of computational parameters and nonlinear unloading behavior on springback simulation, *J. Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.* 35, pp. 123-123, 2013.
- [15] YOSHIDA, F.; UEMORI, T. A model of large-strain cyclic plasticity describing the Bauschinger effect and workhardening stagnation, *International Journal of Plasticity* 18 (2002) 661-686.
- [16] BRIESENICK, D.; LIEWALD, M.; RADONJIC, R. Enhanced accuracy in springback prediction for multistage sheet metal forming processes, *WGP Conference*, 2019.
- [17] KIM, H.; KIMCHI, M.; KARDES, N.; ALTAN, T. Effects of variable elastic modulus on springback prediction in stamping advanced high-strength steels (AHSSs), *Steel Res. Int.* 2011; special edition: 10th International Conference on Technology of Plasticity, ICTP; 2011, 628-33.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal

Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## ***Influência do lubrificante na conformação do aço inoxidável – Uma avaliação tribológica***

*Lubricant influence in stainless steel stamping – A tribological evaluation*

Daiane Altmann <sup>(1)</sup>

Angélica Paola de Oliveira Lopes <sup>(2)</sup>

Amanda Figueira Tavares <sup>(3)</sup>

Daniela Bertol <sup>(4)</sup>

Diego Tolotti de Almeida <sup>(5)</sup>

João Henrique Corrêa de Souza <sup>(6)</sup>

### RESUMO

A escolha correta do óleo lubrificante na conformação a frio de chapas apresenta influência direta no comportamento tribológico dos aços e na redução de custos de manutenção de ferramental. Este trabalho visa reproduzir os fenômenos tribológicos envolvidos em processos de conformação a frio, utilizando um equipamento desenvolvido para este fim, simulando o desgaste da ferramenta e medindo valores de força e coeficiente de atrito durante o estiramento de tiras, à fim de avaliar o melhor lubrificante. Os experimentos foram realizados utilizando três tipos de óleo lubrificante, sendo o material da ferramenta aço comercial VF800AT polido sem revestimento, testado em chapas de aço inoxidável ASTM A240-430-2B com espessura de 2mm, com critério de final de ensaio uma condição de adesão entre ferramenta e peça. As amostras avaliadas foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), onde os resultados apresentaram-se mais favoráveis para o lubrificante Draw 500, que apresentou menores coeficientes de atrito e um melhor desempenho considerando a quantidade de tiras deslizadas.

**Palavras chave — Tribologia, conformação a frio, óleo lubrificante, coeficiente de atrito.**

### 1. INTRODUÇÃO

A redução dos esforços de atrito entre a chapa e a matriz e entre a punção e o sujeitador aumentam a vida útil do ferramental, reduzindo custos com manutenção. Neste contexto, o lubrificante tem o objetivo de introduzir um filme para reduzir a fricção entre a chapa e a ferramenta onde, dependendo do lubrificante, este pode separar completamente as superfícies

<sup>(1)</sup> Graduanda, Eng. Mecânica (UNIJUI), Bruning Tecnometal, daiane@bruning.com.br

<sup>(2)</sup> Graduanda, Eng. de Produção (UNICRUZ), Bruning Tecnometal, angelica@bruning.com.br

<sup>(3)</sup> Mestranda, Eng. Mecânica Naval (FURG), Bruning Tecnometal, amanda.tavares@bruning.com.br

<sup>(4)</sup> MSc. Eng<sup>a</sup>. de Materiais, Bruning Tecnometal, daniela.bertol@bruning.com.br

<sup>(5)</sup> Doutorando MSc. Eng. Mecânico, Bruning Tecnometal, diegot@bruning.com.br

<sup>(6)</sup> Dr. MSc. Eng. Mecânico, Bruning Tecnometal Ltda, joaoh@bruning.com.br

eliminando a formação de junções e asperezas, ou em outros casos ele apenas reduz a severidade do desgaste [1]. As superfícies dos corpos, por mais polidas que possam parecer visualmente, apresentam rugosidade quando analisadas microscopicamente. Em consequência, se houver movimento contrário entre duas superfícies em contato, surge uma força "resistente", sendo esta denominada força de atrito [2].

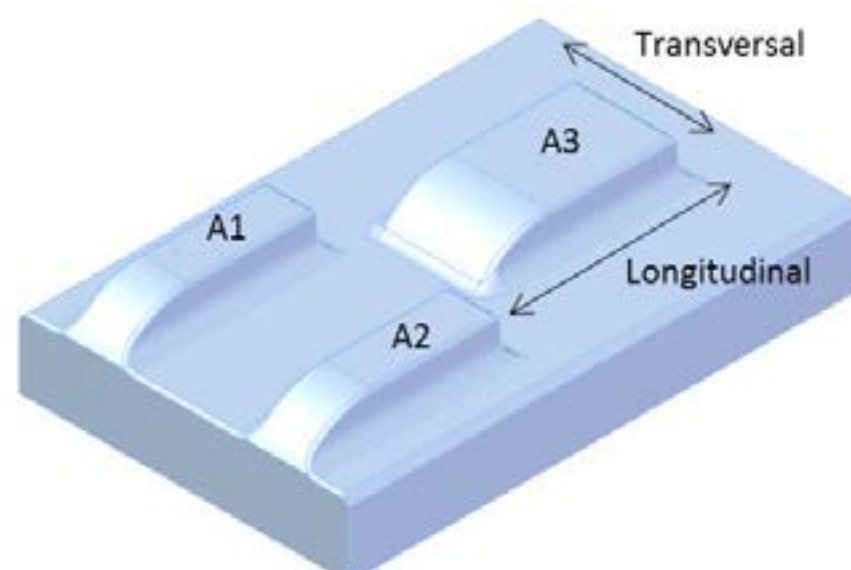
A utilização de lubrificantes auxilia no controle do atrito durante o processo de conformação a frio, eles são utilizados devido a diversos fatores como retardar a corrosão, facilidade de aplicação e remoção, fácil adaptação em uma faixa útil de pressão, temperatura e velocidade [3]. Geralmente a seleção do óleo lubrificante para uma operação de conformação específica é feita com base em tentativa e erro. Por esse motivo, estudos tribológicos são de grande importância na escolha do lubrificante adequado para cada aplicação. Este trabalho visa comparar o comportamento tribológico dos lubrificantes DRAW 500, PE 202 e FERROCOTE B214, na conformação a frio de chapas de aço inoxidável através de ensaios de deslizamento com simultânea medição de coeficientes de atrito.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1. Corpos de prova

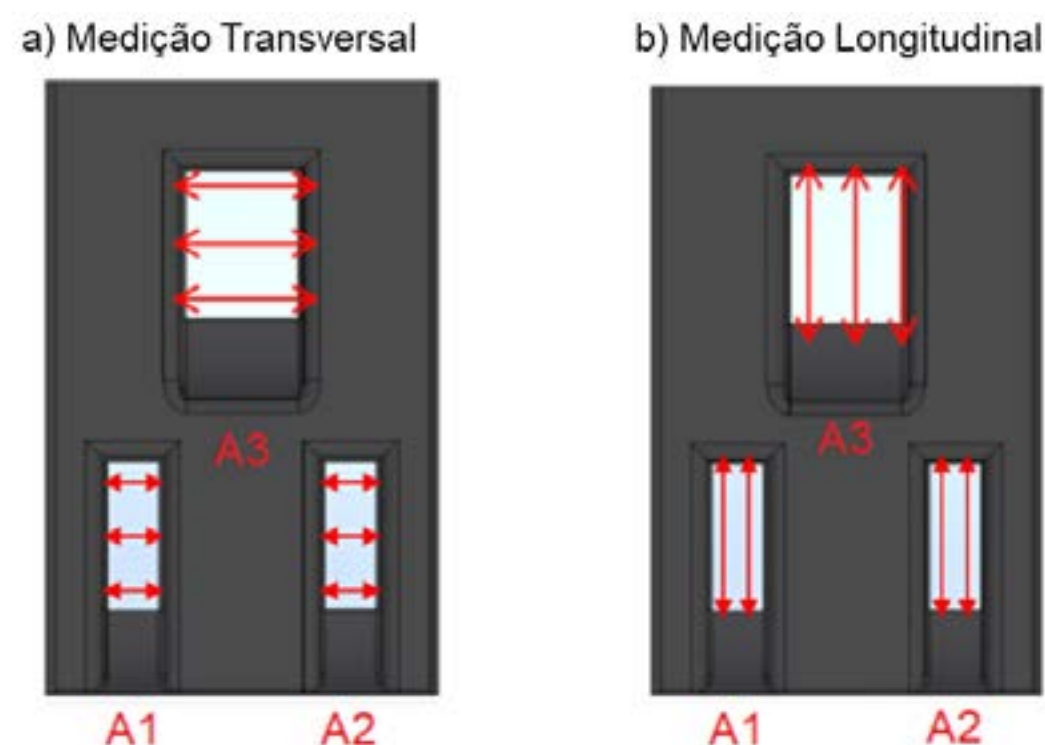
#### 2.1.1. Ferramenta

Ilustrada na Figura 1, a geometria da ferramenta tem o objetivo de representar a superfície de uma ferramenta de estampagem no ensaio de atrito. O contato entre a ferramenta e a peça ocorre ao longo de três áreas distintas, sendo elas identificadas como A1, A2 e A3. Para este trabalho apenas um material foi utilizado para a ferramenta, sendo este o VF800AT, na condição temperado e polido.



**Figura 1:** Corpo de prova da ferramenta.

Os corpos de prova foram submetidos a medição de rugosidade antes e após o ensaio de atrito e desgaste, foram realizadas 3 medições no sentido transversal da A1, A2 e A3, e 3 medições no sentido longitudinal da A3 e 2 medições no sentido longitudinal da A1 e A2 conforme demonstrado na Figura 2. Na Tabela 1 é possível observar os resultados da rugosidade média dos corpos de prova antes do ensaio.



**Figura 2:** Medição de rugosidade transversal e longitudinal.

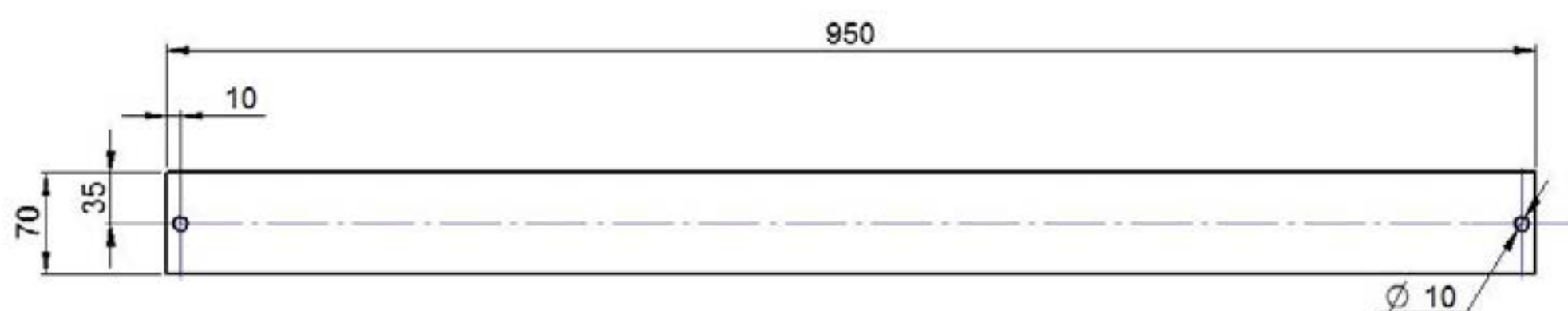


**Tabela 1:** Rugosidade média inicial dos corpos de prova ferramenta VF800AT polido.

Rugosidade média inicial	
Longitudinal	Transversal
Ra = 0,03	Ra = 0,03
Rz = 0,27	Rz = 0,27
Rq = 0,03	Rq = 0,03

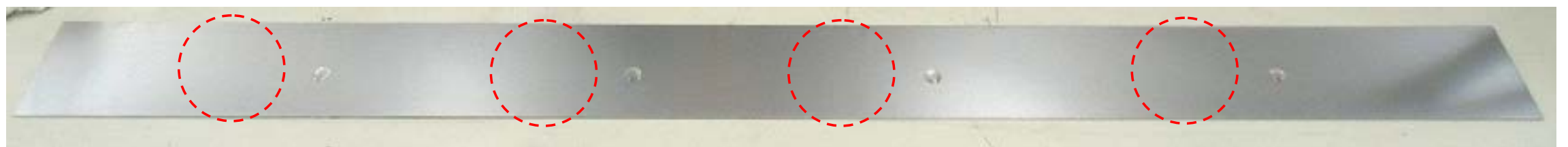
### 2.1.2. Corpo de prova da chapa

Corpos de prova da chapa foram retirados do aço inoxidável ASTM A240-430-2B com espessura de 2,0 mm. As superfícies dos corpos de prova foram limpadas com pano e acetona antes do ensaio de atrito, com a finalidade de remover contaminantes sólidos e evitar que isso interfira nos resultados. As dimensões dos corpos de prova da chapa são demonstradas na Figura 3 (dimensões em milímetros).

**Figura 3:** Corpo de prova da chapa.

### 2.1.3. Lubrificantes

Para avaliação do ensaio foram utilizados 3 diferentes tipos de lubrificantes: Draw 500, PE 202 e Ferrocote B214. A quantidade dos lubrificantes ensaiados é controlada com auxílio de uma pipeta, colocando 4 gotas de lubrificante por chapa ensaiada e posteriormente espalhado uniformemente com um rolo de poliuretano, conforme a Figura 4.

**Figura 4:** Aplicação de 4 gotas de lubrificante no corpo de prova de chapa.

## 2.2. Máquina para ensaios de Atrito e Desgaste

As propriedades tribológicas do efeito dos lubrificantes foram avaliadas sob condições de deslizamento, utilizando um equipamento desenvolvido no setor de P&D da Bruning Tecnometal Ltda. A força normal foi ajustada para 2500 kgf e a velocidade constante de deslizamento foi de 100 mm/s. Todos os testes foram realizados em temperatura ambiente. As forças tangenciais (atrito) e normais foram registradas continuamente durante os testes. Três testes foram realizados para cada tipo de lubrificante investigado, sendo a condição final do corpo de prova o deslizamento de 15 chapas ou a adesão de material.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

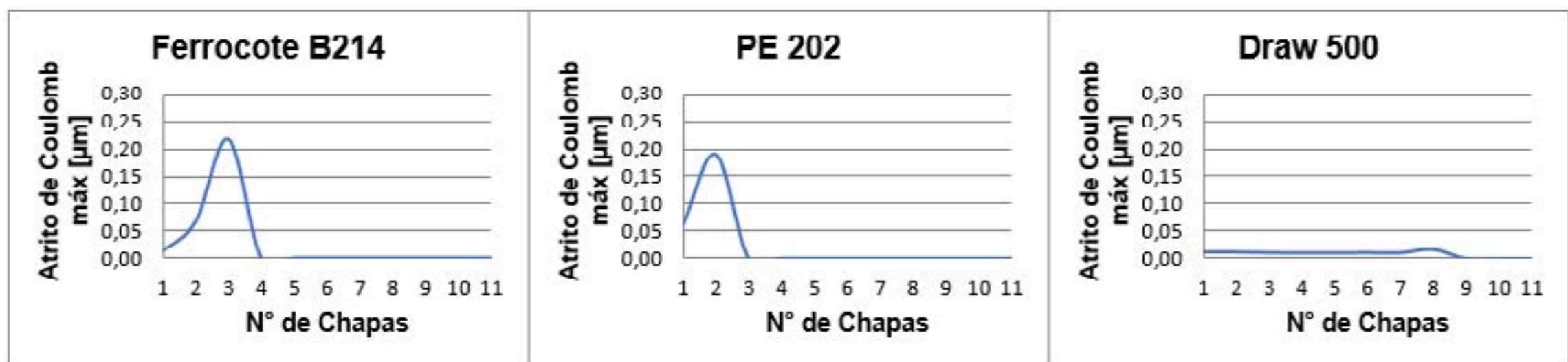
Os resultados dos ensaios de deslizamento são sumarizados na Tabela 2. A tabela apresenta o número de chapas ensaiadas até o critério de final de teste e o coeficiente de atrito médio para cada tipo de lubrificante. Para o lubrificante Draw 500, a condição final de ensaio ocorreu pela adesão no número de 08 chapas deslizadas. No lubrificante PE 202 ocorreu o travamento do ensaio no número de 02 chapas ensaiadas, já o lubrificante Ferrocote B214 ocorreu o travamento com 02 chapas deslizadas. Entre os lubrificantes Draw 500, PE 202 e Ferrocote B214 o coeficiente de atrito apresentou uma diferença significativa, o Ferrocote B214

apresentando valores maiores.

**Tabela 2:** Resultados do ensaio de deslizamento.

Lubrificante	Ensaio	Nº chapas deslizadas	Coef. Atrito Coulomb	Desvio Padrão
Draw série 500	1	8	0,007	0,002
	2	11	0,008	0,004
	3	8	0,008	0,002
PE 202	1	2	0,034	0,030
	2	2	0,059	0,061
	3	2	0,004	0,002
Ferrocote B214	1	3	0,053	0,066
	2	2	0,012	0,005
	3	1	0,237	0,042

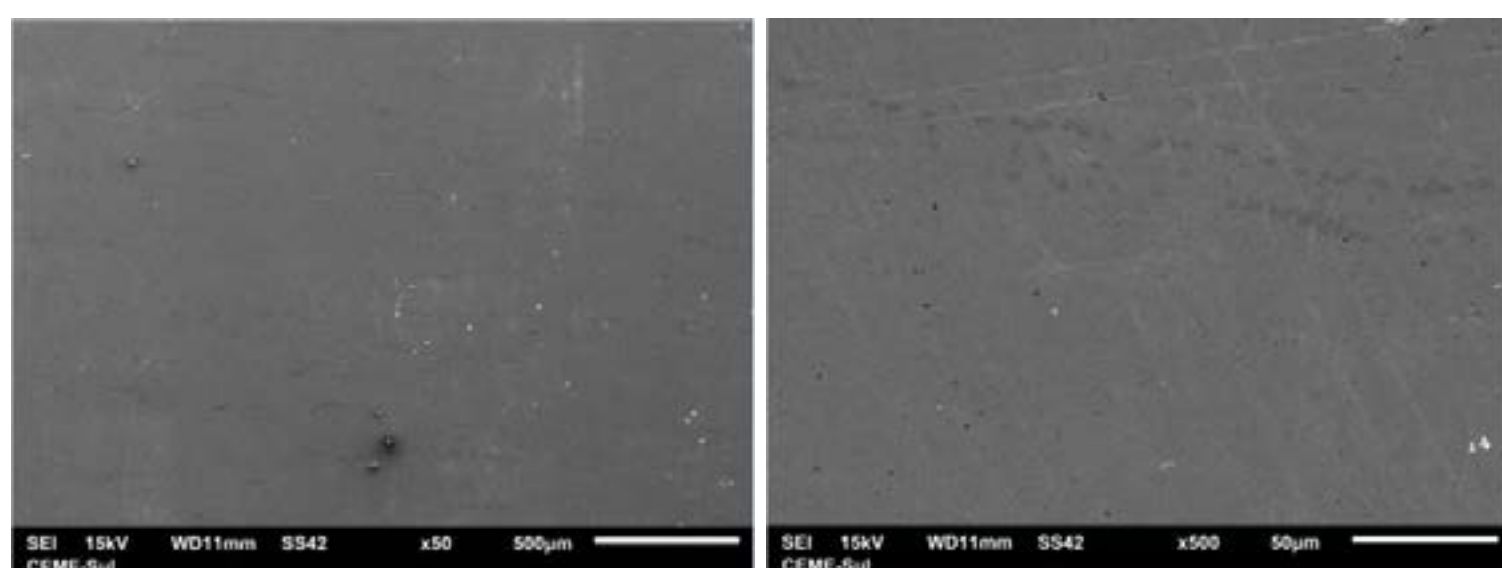
A Figura 5 apresenta um gráfico com os coeficientes de atrito médio para cada tira deslizada, de forma a permitir a avaliação da evolução do coeficiente de atrito durante os ensaios. O lubrificante Draw 500 apresentou baixo coeficiente de atrito e variação muito pequena entre os valores medidos para as diferentes chapas ensaiadas. Já o lubrificante Ferrocote B214 apresentou, um coeficiente de atrito relativamente alto. Além disso, observou-se uma maior variabilidade no valor do atrito entre as diferentes chapas ensaiadas, mostrando que o lubrificante Ferrocote B214 não foi capaz de garantir um coeficiente de atrito estável e controlado entre ferramenta e peça.



**Figura 5:** Resultados médios do coeficiente de atrito para cada tira deslizada.

Um maior valor de coeficiente de atrito pode estar associado a diversos fatores, como compatibilidade química, topografia das superfícies em contato, lubrificação e mecanismo de desgaste. Tendo em vista que a condição de lubrificação em princípio foi a mesma para todas as amostras, é importante analisar a qualidade superficial, a afinidade química dos materiais e os mecanismos de desgaste.

A Figura 6 mostra as imagens obtidas por elétrons secundários no MEV das morfologias superficiais do corpo de prova VF800AT antes do ensaio de atrito.

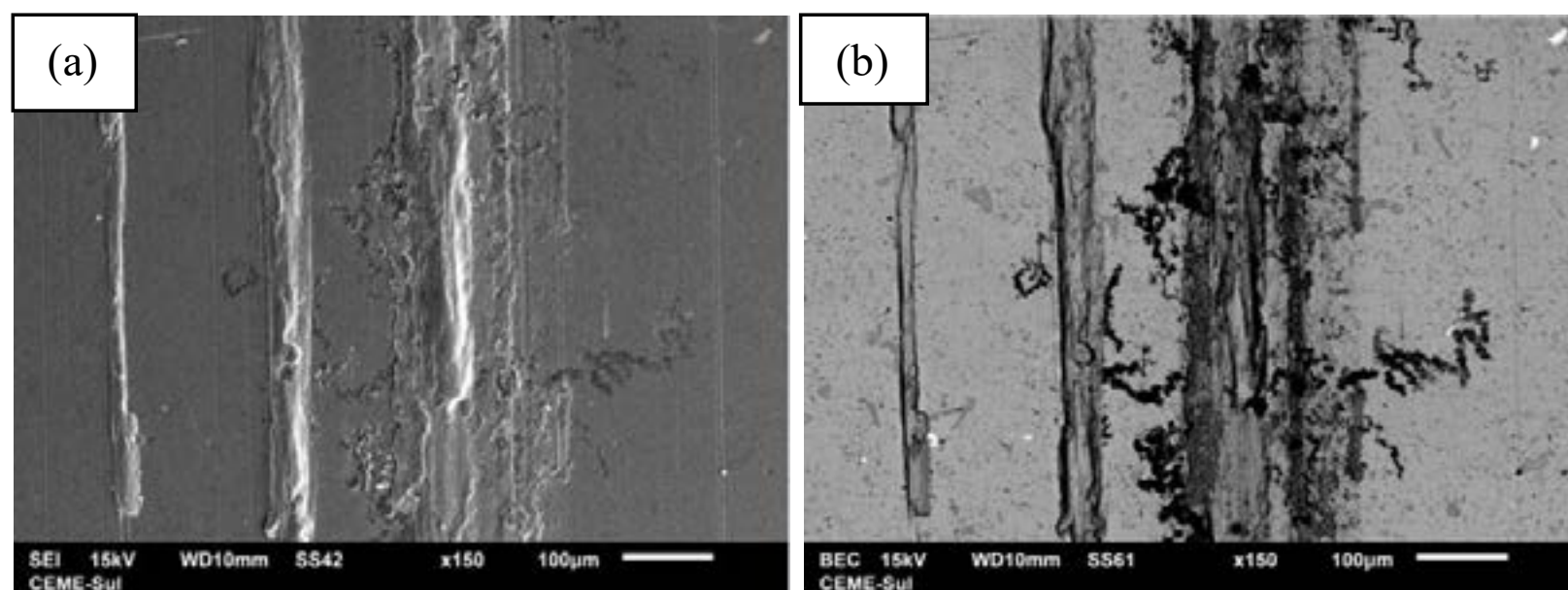


**Figura 6:** Ferramenta VF800AT polida (Imagem obtida por elétrons secundários)



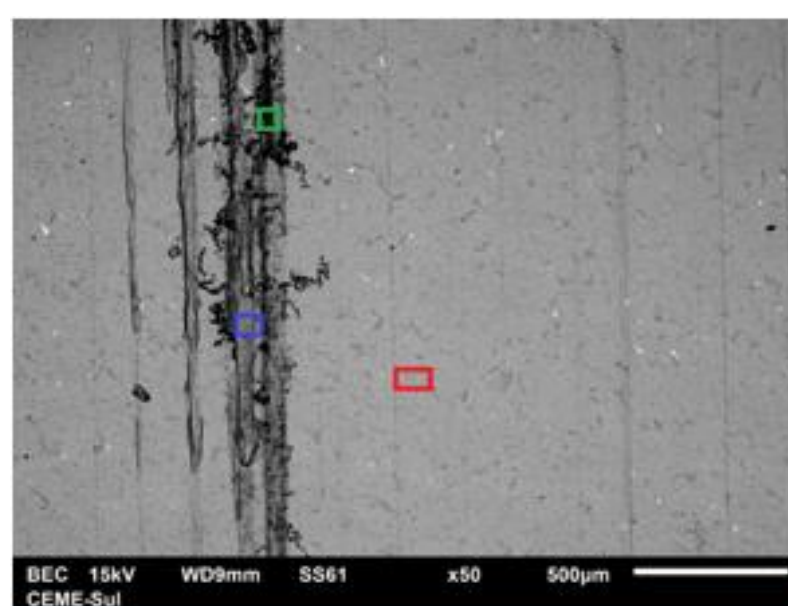
As figuras 7, 8 e 9 apresentam as superfícies dos corpos de prova que utilizaram os óleos Draw série 500, PE 202 e Ferrocote B214, respectivamente, em sua condição de desgaste final. À esquerda são apresentadas as imagens de elétrons secundários e à direita as imagens de elétrons retroespalhados, permitindo diferenciar composição química.

A Figura 7 apresenta a morfologia da ferramenta com óleo Draw série 500. A imagem de elétrons secundários (Figura 7.a), que fornece características topográficas da superfície, apresenta alguma adesão de chapa na superfície da ferramenta, mas em pequenas regiões restritas e em uma quantidade consideravelmente inferior aos demais corpos de prova. Neste ensaio, ao invés de o material aderido formar protuberâncias, ele aparentemente é deformado formando uma camada relativamente lisa. Nas imagens por elétrons retroespalhados à direita (Figura 7.b) é possível identificar uma região com coloração mais escura indicando a presença de elementos com peso atômico menor.



**Figura 7:** Ferramenta VF800AT com lubrificante Draw 500 condição final. (a) Imagem por elétrons secundários. (b) Imagem por elétrons retroespalhados.

A análise por EDS é apresentada na tabela 03, na figura 8 é possível identificar que nestas regiões indica a transferência do material da chapa com o aumento dos elementos Cr e redução de Fe. É possível notar um aumento significativo do teor de O na região onde existe aderência de material, a maior oxidação da tribocamada pode ter contribuído para a intensa deformação do material transferido se espalhar e não ocorrer a formação de protuberâncias localizadas que prejudicassem o desempenho da ferramenta. O surgimento de óxido em tribocamada como algo benéfico é confirmado pelos ensaios da referência [5].



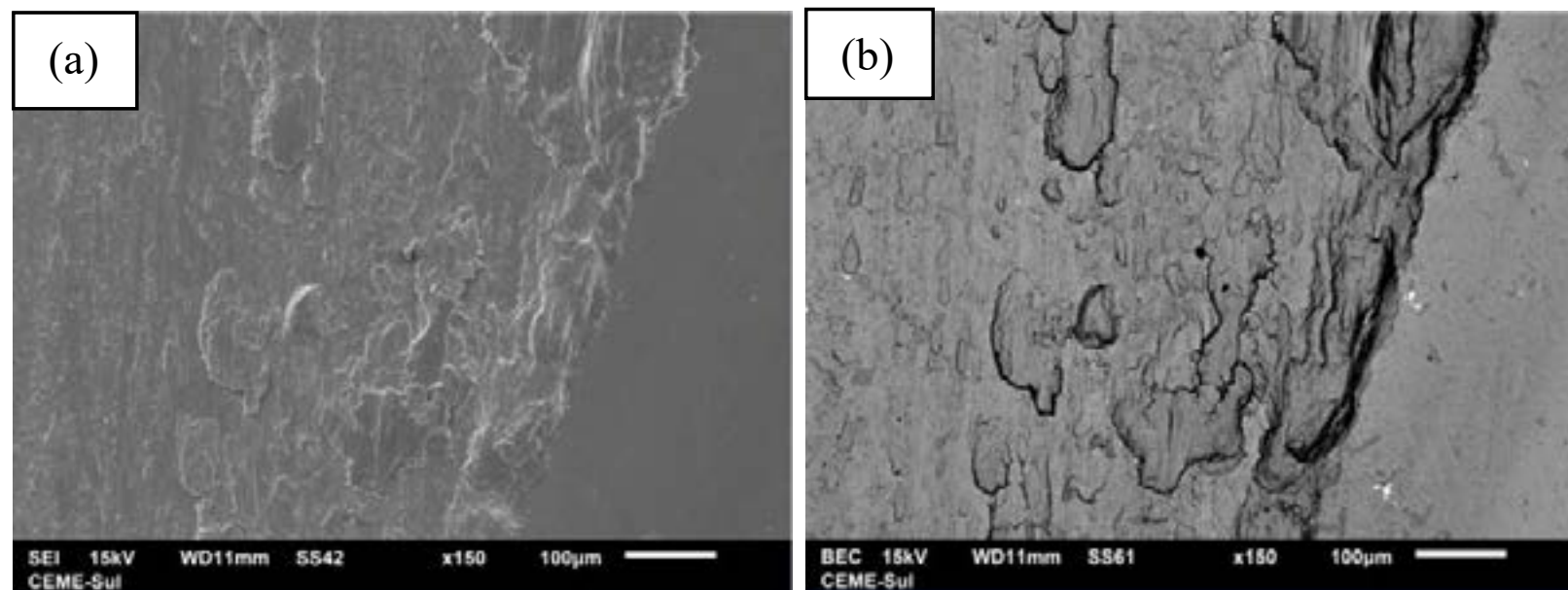
**Figura 8:** Condição final VF800AT com lubrificante Draw 500 ampliação de 50X, elétrons retroespalhados com identificação dos pontos de EDS

**Tabela 3:** Porcentagem em peso dos elementos químicos da condição final do VF800AT com lubrificante Ferrocote B214

	C-K	O-K	Si-K	Cl-K	V-K	Cr-K	Mn-K	Fe-K	Nb-L	Mo-L
<span style="color: red;">□</span>	0.84	0.00	1.17		0.79	9.48	0.52	84.89		2.31
<span style="color: blue;">□</span>	0.95	4.99	0.48			13.83		79.75		
<span style="color: green;">□</span>	1.52	11.39	0.63	0.52	0.51	12.50		71.77	0.35	0.81

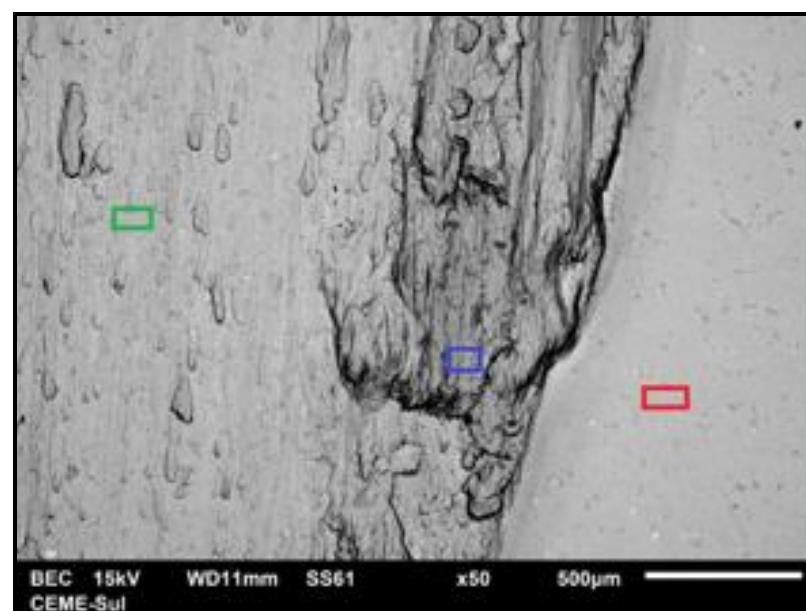
A Figura 9 apresenta o comportamento da ferramenta com óleo PE 202. A imagem por elétrons secundários à esquerda (figura 9.a) apresentam uma superfície mais rugosa, porém,

comparada à amostra com o lubrificante Ferrocote B214, é notável que adesão de material ocorreu de forma mais homogênea. Para este ensaio é possível observar que aparentemente ocorreu uma adesão de material localizada, onde se forma uma região com protuberâncias que contribuem para a condição final de vida da ferramenta. Os resultados obtidos por elétrons retroespalhados são apresentados na coluna à direita (figura 9.b), podemos observar uma região mais escura, sugerindo ser uma concentração de elementos de menor peso atômico.



**Figura 9:** Ferramenta VF800AT com lubrificante PE 202 condição final. (a) Imagem por elétrons secundários. (b) Imagem por elétrons retroespalhados.

Os resultados da análise realizada por EDS são apresentados na tabela 4. A figura 10 e a tabela 4 apresentam primeiramente a região vermelha aparentemente lisa e sua composição se aproxima à encontrada na condição inicial, podendo assim sugerir que é uma região da ferramenta mais íntegra e sem adesão de material da chapa deslizada. A região azul, pelas imagens secundárias apresenta uma concentração maior de camada transferida, essa informação é confirmada pelo aumento significativo do Cr e redução do percentual de Fe. Na região verde, também ocorreu um leve aumento do percentual de Cr, indicando a formação de uma camada proveniente da chapa deslizada. É importante notar que é observado um aumento do teor de O, possivelmente a tribocamada foi parcialmente oxidada. Quando comparado ao lubrificante ferrocote B214 a quantidade de oxigênio encontrada na tribocamada é relativamente maior, indicando que o mecanismo de desgaste juntamente com o lubrificante PE 202 apresentou maior oxidação do material aderido durante o ensaio de deslizamento. A presença de óxido na superfície do tribosistema pode reduzir a taxa do volume desgaste conforme a referência [5].



**Figura 10:** Condição final VF800AT com lubrificante PE 202 ampliação de 50X, elétrons retroespalhados com identificação dos pontos de EDS

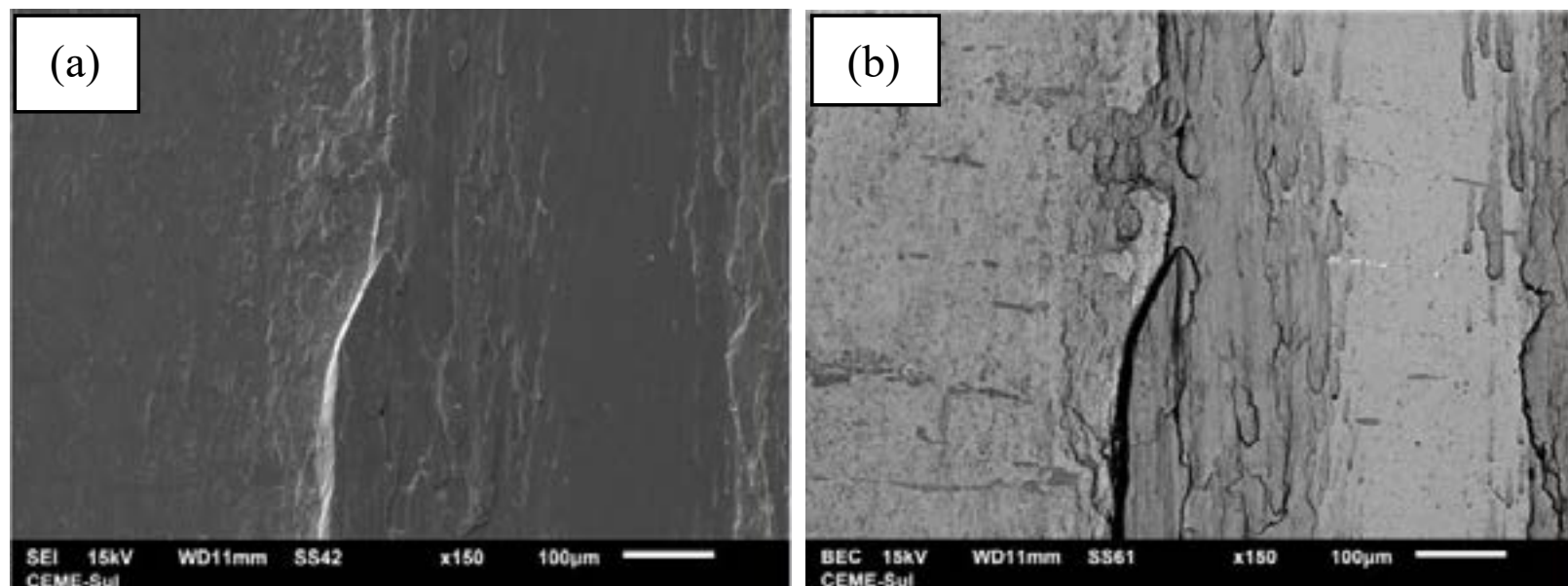
**Tabela 4:** Porcentagem em peso dos elementos químicos da condição final do VF800AT com lubrificante Ferrocote B214

	C-K	O-K	Al-K	Si-K	V-K	Cr-K	Mn-K	Fe-K	Mo-L
☐	0.60	0.00		0.97	0.53	8.62	0.12	87.19	1.96
☐	0.99	1.91		0.43		15.89	0.31	80.48	
☐	0.81	0.00	0.12	0.96	0.78	11.29	0.51	83.30	2.22

A Figura 11 apresenta o comportamento da ferramenta com lubrificante Ferrocote B214. A imagem por elétrons secundários (figura 11.a) apresenta diferença na superfície do material, onde as regiões mais claras aparentemente se encontram em um plano superior comparada à região

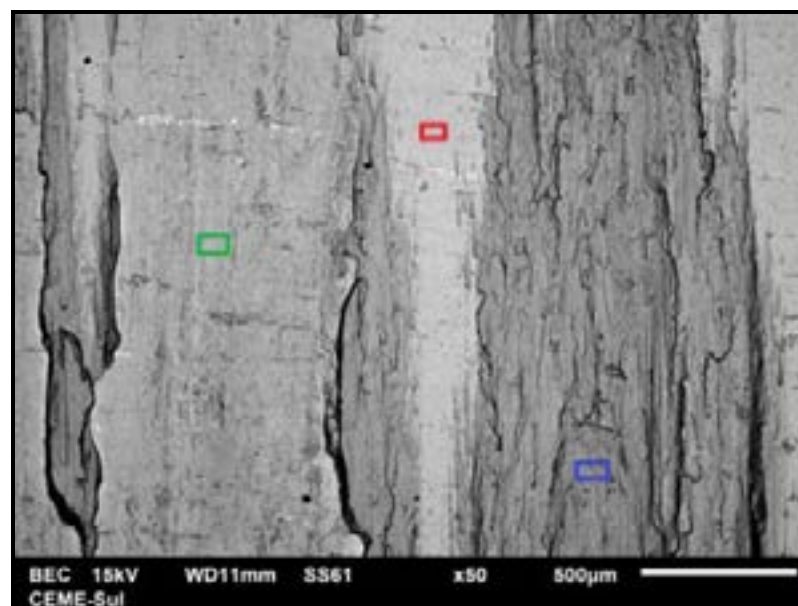


mais escura. Podemos sugerir, pelas imagens, a ocorrência de adesão do material e a consequente formação de uma tribocamada. A imagem obtida por elétrons retroespalhados (figura 11.b) é apresentada na coluna à direita e pode ser observado que a área de material aderido apresenta uma região mais escura.



**Figura 11:** Ferramenta VF800AT com lubrificante Ferrocote B214 condição final. (a) Imagem por elétrons secundários. (b) Imagem por elétrons retroespalhados.

Os resultados da análise realizada por EDS com o lubrificante Ferrocote B214 são apresentados na tabela 5 e na figura 12, onde é possível observar que as regiões mais escuras apresentam uma quantidade maior de cromo, reforçando a hipótese de adesão de material da chapa durante deslizamento. Na região vermelha, apresenta uma superfície aparentemente lisa e sua composição se aproxima à encontrada na condição inicial, podendo assim sugerir que é uma região da ferramenta sem adesão do material. Em sequência, as regiões verde e azul apresentam uma superfície aparentemente mais rugosa e com valores maiores de alguns elementos como o Cr e menor quantidade de Fe, valores que se aproximam à composição da chapa deslizada.



**Figura 12:** Condição final VF800AT com lubrificante Ferrocote B214 ampliação de 50X, elétrons retroespalhados com identificação dos pontos de EDS

**Tabela 5:** Porcentagem em peso dos elementos químicos da condição final do VF800AT com lubrificante Ferrocote B214

	C-K	O-K	Si-K	V-K	Cr-K	Mn-K	Fe-K	Mo-L
<span style="color: red;">■</span>	0.72		1.09	0.31	8.31	0.40	87.15	2.02
<span style="color: blue;">■</span>	0.56	0.59	0.87		12.95	0.21	83.68	1.15
<span style="color: green;">■</span>	0.78	0.00	1.12	0.46	9.31	0.39	86.02	1.92

Portanto, acredita-se que os menores valores de coeficiente de atrito observados pelo óleo Draw 500 devam-se à formação de uma tribocamada razoavelmente lisa e oxidada, que ajuda a manter um coeficiente de atrito relativamente baixo apesar da adesão de material da peça na ferramenta. Óxidos metálicos apresentam menor resistência ao cisalhamento que metais, e, portanto, menor atrito. Já para o óleo Ferrocote B214, o coeficiente de atrito mais elevado deve-se provavelmente às protuberâncias causadas pelo material aderido, que não sofre intensa deformação, formando uma camada transferida de alta capacidade de apoio e baixo atrito, mas que pela sua morfologia podem levar a desgaste abrasivo da chapa e eventualmente a engripamento entre ferramenta e peça.

#### 4. CONCLUSÕES

O ensaio de deslizamento com tracionamento de tiras pôde ser utilizado para avaliar a eficiência dos lubrificantes em conformação de chapas de aço inoxidável ASTM A240-430-2B. Entre os três lubrificantes utilizados, o Draw 500 foi o que se apresentou mais eficiente, seguido pelo PE 202 e posteriormente o lubrificante Ferrocote B214. O coeficiente de atrito de coulomb e a força de atrito se apresentaram mais altas nos ensaios que utilizaram o lubrificante Ferrocote B214, devido à alta adesão de material no corpo de prova da ferramenta. O lubrificante Draw 500, apresentou um coeficiente de atrito muito inferior aos demais, seguido pelo lubrificante PE 202.

Através das análises tribológicas de MEV, foi possível identificar nos ensaios com o lubrificante Ferrocote B214 uma grande quantidade de material transferido da chapa sobre a superfície, até a formação de protuberâncias, produzindo uma superfície relativamente rugosa. Já o lubrificante PE 202 também apresentou adesão de material, porém de forma mais homogênea. O lubrificante Draw 500 apresentou maior oxidação da tribocamada e isso pode ter contribuído para a intensa deformação do material transferido se espalhar e não ocorrer a formação de protuberâncias localizadas que prejudicassem o desempenho da ferramenta.

Com todos os resultados apresentados é possível concluir que o lubrificante Draw 500 obteve maior eficiência e qualidade nos ensaios realizados devido ao baixo coeficiente de atrito, maior quantidade de material deslizado e menor adesão de material.

#### 5. BIBLIOGRAFIA

- [1] KWIETNIEWSKI, Carlos E. F.; KISS, Francisco José; STROHAECKER Telmo Roberto; REGULY, Afonso. Tratamentos térmicos de aços e ferros fundidos. Ed. 01. Porto Alegre: Gráfica UFRGS, 2014. 349 p.
- [2] MOSSMANN, Vera L. da Fonseca. et al. Determinação dos coeficientes de atrito estático e cinético utilizando-se a aquisição automática de dados. Revista Brasileira de Ensino de Física, Caxias do Sul, v.24, jun. 2002.
- [3] JUNG, K.H. et al. Effect of surface roughness on friction in cold forging, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, v. 31, p. 327-334, 2008.
- [4] VETTER, J. et al. Hard coatings for lubrication reduction in metal forming. Surface and Coatings Technology, v. 86, p. 739-747, 1996.
- [5] VIÁFARA, C. C.; SINATORA, A. Influence of hardness of the harder body on wear regime transition in a sliding pair of steels. Wear, v. 267, n. 1, p. 425-432, 2009.
- [6] CLAUDIN, C. et al. Characterization of the frictional properties of various coatings at the tool/chip/workpiece interfaces in dry machining of AISI 4140 steel. International Journal of Material Forming, v. 1, p. 511-514, 2008.
- [7] HSIEH, J. H.; TAN, A. L. K.; ZENG, X. T. Oxidation and wear behaviors of Ti-based thin films. Surface and Coatings Technology, v. 201, n. 7, p. 4094-4098, 2006.
- [8] ANDREASEN, Jan Lason; BAY, Niels; DE CHIFFRE, Leonardo. Quantification of galling in sheet metal forming by surface topography characterisation. International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 38, n. 5-6, p. 503-510, 1998.
- [9] LEITE, Mario Vitor. Conformação mecânica: efeito da topografia na transferência de material e no atrito. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.
- [10] HSIEH, J. H.; TAN, A. L. K.; ZENG, X. T. Oxidation and wear behaviors of Ti-based thin films. Surface and Coatings Technology, v. 201, n. 7, p. 4094-4098, 2006.
- [11] HARLIN, Peter et al. Influence of surface roughness of PVD coatings on tribological performance in sliding contacts. Surface and coatings Technology, v. 201, n. 7, p. 4253-4259, 2006.
- [12] ARCHARD, JeFoa. Contact and rubbing of flat surfaces. Journal of applied physics, v. 24, n. 8, p. 981-988, 1953.
- [13] CASTANHO, J. M.; VIEIRA, M. T. Effect of ductile layers in mechanical behaviour of TiAlN thin coatings. Journal of Materials Processing Technology, v. 143, p. 352-357, 2003.
- [14] HUTCHINGS, Ian; SHIPWAY, Philip. Tribology: friction and wear of engineering materials. Butterworth-Heinemann, 2017.
- [15] PODGORNIK, Bojan; HOGMARK, Sture; SANDBERG, O. Influence of surface roughness and coating type on the galling properties of coated forming tool steel. Surface and Coatings Technology, v. 184, n. 2, p. 338-348, 2004.
- [16] SCHEDIN, Erik. Galling mechanisms in sheet forming operations. Wear, v. 179, n. 1-2, p. 123-128, 1994.
- [17] Montmitonnet, P., F. Delamare, et al. (2000). "Transfer layer and friction in cold metal strip rolling processes." *Wear* 245(1-2): 125-135





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Estudo sobre as amarrações dos blanks e tiras no processo de estampagem progressiva/ Study on strip layouts in progressive stamping

Ricardo Antônio Micheletti Viana <sup>(1)</sup>  
Leandro Octaviano Chaves Barros <sup>(2)</sup>  
Matheus Barbosa de Medeiros Alvim <sup>(3)</sup>  
Alisson Duarte da Silva <sup>(4)</sup>

### ABSTRACT

Progressive stamping has been increasingly used in industry due to its high productivity and versatility. A meticulous study on the strip layout and on each stage of the process is necessary in order to obtain an optimized process. Thus, during this study it is crucial to project the strip layout so as to ensure the feeding of the blank into the dies, and to ensure that any possible crack does not occur on the strip and/or on the blank. This paper analyses, by simulations via Finite Element Methods (FEM), the performance of two different strip layouts when subjected to a tensile load, which represents a possible work condition of the strip. Also, after this first analysis, the shape of the strip that presented the best performance was changed. After this it was perceived that the suggested modification resulted in a significative increase of the strip performance when compared to those used initially.

**Key words — Finite Element Method, progressive stamping, stamping strip, stamping.**

### RESUMO

A estampagem progressiva vem sendo utilizada cada vez mais na indústria devido a sua alta produtividade e versatilidade. Para obtenção de um processo progressivo bem otimizado é importante elaborar um cuidadoso “estudo de tira”, este entendido como o desenvolvimento completo dos processos a serem realizados na bobina, incluindo a elaboração da tira, das amarrações e do blank propriamente dito. Sendo assim, durante este estudo deve-se dimensionar as amarrações de forma

<sup>(1)</sup> Gerente Técnico, SIXPRO Virtual&Practical Process, ricardo@sixpro.pro,

<sup>(2)</sup> Colaborador, SIXPRO Virtual&Practical Process, leandro.octaviano@sixpro.pro, Graduando, Escola de Engenharia da UFMG, leandroocb@ufmg.br,

<sup>(3)</sup> Engenheiro de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, matheusbma@hotmail.com;

<sup>(4)</sup> Professor, Escola de Engenharia da UFMG, alissonds@ufmg.br e Consultor Técnico, SIXPRO Virtual&Practical Process, alisson@sixpro.pro

que elas controlem a alimentação do blank nas matrizes sem sofrerem trincas ou estiramento excessivo, de forma a se tornar um problema para o processo. O presente estudo analisa, via simulação computacional baseada no Método dos Elementos finitos, a performance de duas diferentes geometrias de amarrações quando submetidas à tração, o que representa uma possível situação de trabalho das amarrações. Após essa comparação, propôs-se uma alteração de geometria naquela que apresentou o melhor desempenho. Feito isso, observou-se um significativo aumento na performance da amarração alterada em comparação com a utilizada inicialmente.

**Palavras-chave — Método dos elementos finitos, estampagem progressiva, amarrações de tiras, estampagem.**

## 1. INTRODUÇÃO

O processo de estampagem progressiva consiste na configuração da rota de processo para a fabricação de um determinado produto, de forma que as operações sejam realizadas em sequência, alocadas em uma mesma prensa, podendo, inclusive, compartilhar da mesma base. No processo progressivo, a cada ciclo da prensa, a bobina de aço desenrola e a chapa se desloca no valor correspondente a distância entre as ferramentas. Essa distância é chamada “passo” [1]. Da mesma forma, a cada ciclo uma peça é produzida e outra é iniciada na primeira operação. A Figura 1 apresenta um fragmento de um estudo de tira, ilustrando o passo e as operações de corte.

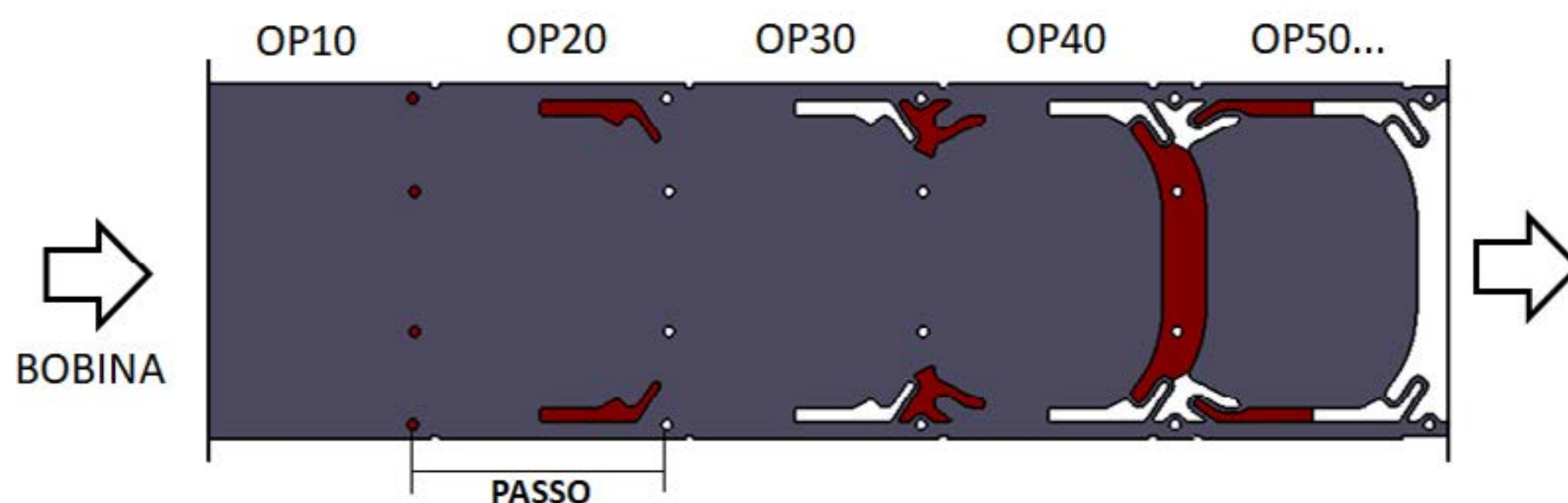


Figura 1 - Fragmento de um estudo de tira para processo de estampagem progressiva

Algumas empresas utilizam a denominação “tira” ou “estudo de tira” para o desenvolvimento completo, envolvendo a bobina e todos os passos de corte e conformação sequenciais. Neste texto, para facilitar o entendimento, utilizaremos o termo “estudo de tira” para o desenvolvimento completo (blanks + amarrações + tiras) e “tira” somente para a parte responsável por transladar os blanks pelas operações e ligá-los à bobina. Portanto teremos três regiões principais, ilustrados na Figura 2: os blanks, que são as regiões úteis de conformação, as amarrações, que ligam os blanks às tiras, e as tiras, que se movem em pistas para promover a translação dos blanks e ligá-los à bobina.



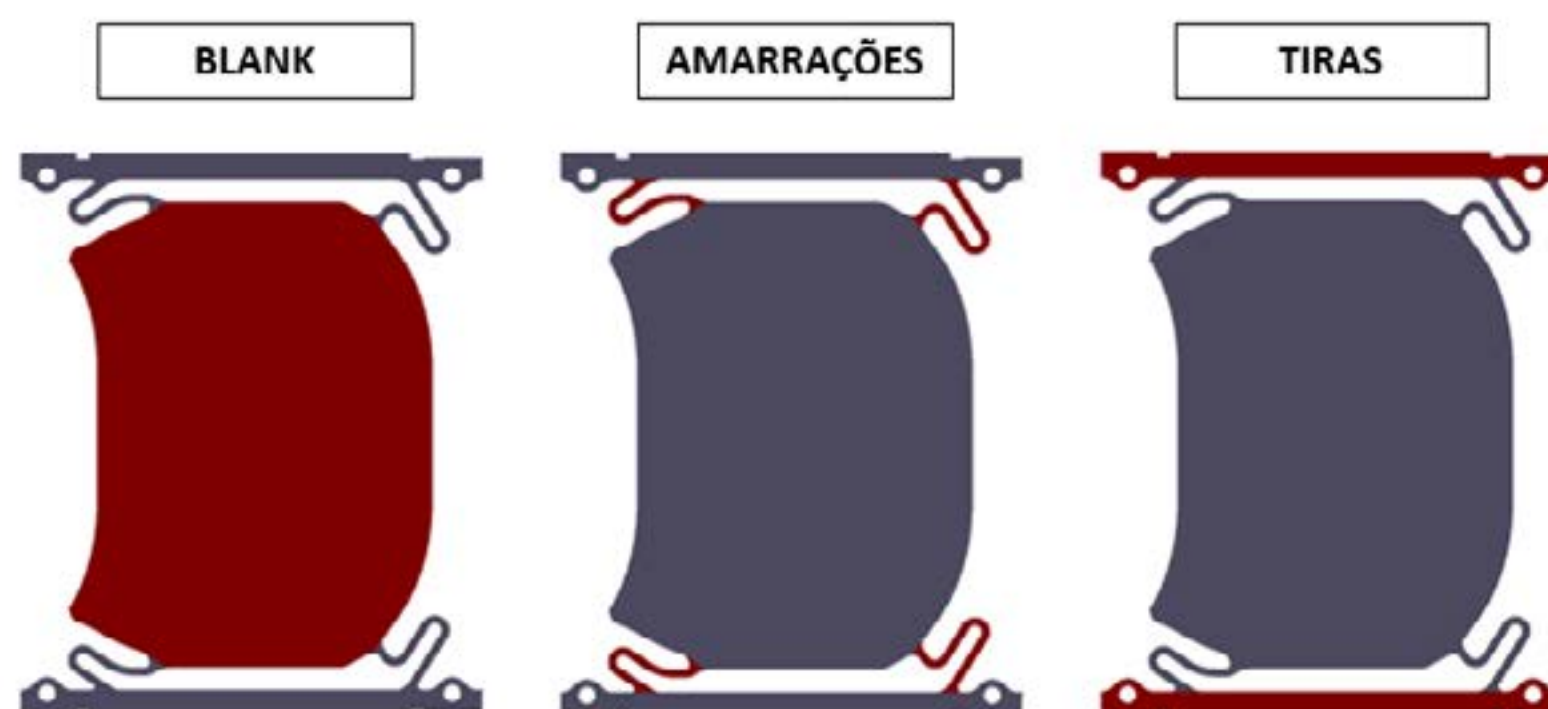


Figura 2 - Regiões do estudo de tira

Os blanks, em muitos casos, sofrem grandes deformações. Nesses casos, a borda do blank se desloca consideravelmente em direção à cavidade da matriz. A esse fenômeno damos o nome “alimentação”. Em produtos que necessitam de maior alimentação, geralmente em operações de embutimento, as amarrações devem se deformar, permitindo o deslocamento da borda do blank sem que haja deformações nas tiras. As tiras, por sua vez, devem permanecer em suas pistas e sem influenciar nos passos adjacentes [2].

Um problema comumente encontrado nesse tipo de processo é o projeto equivocado das amarrações, prevendo uma deformação máxima insuficiente, o que resulta em sua ruptura. Se isso ocorrer em prática, não há garantia do correto posicionamento do blanks, podendo levar a grandes quantidades de refugo e até danos nas ferramentas.

As amarrações adquirem a sua forma após os primeiros passos, que realizam cortes na chapa alimentada pela bobina. O material é “retirado” de algumas regiões, dando origem ao blank, em sua forma desejada, às amarrações e a(s) tira(s), conforme descrito anteriormente [3].

É possível, através da simulação, prever o comportamento das amarrações, em função da alimentação do blank, no processo de estampagem progressiva. Caso ocorram trincas ou excesso de estiramento, altera-se o design das amarrações até que o problema seja solucionado virtualmente. Dessa forma, desenvolve-se um processo e projeto de ferramentas robusto, evitando-se retrabalhos e refugos.

## 2. METODOLOGIA

Este estudo compara, por meio da simulação, o comportamento de dois designs de amarrações comumente encontrados na indústria. Para a realização das simulações, foi utilizado o software PAM-STAMP V2018.1 [4]. Trata-se de um software de simulação pelo método dos elementos finitos, direcionado ao processo de estampagem, utilizado amplamente na Indústria. As amarrações foram desenvolvidas dentro de uma mesma área, prevendo a mesma quantidade de scrap, e com os raios mínimos de mesmo valor, conforme ilustrado nas Figuras 3 e 4.

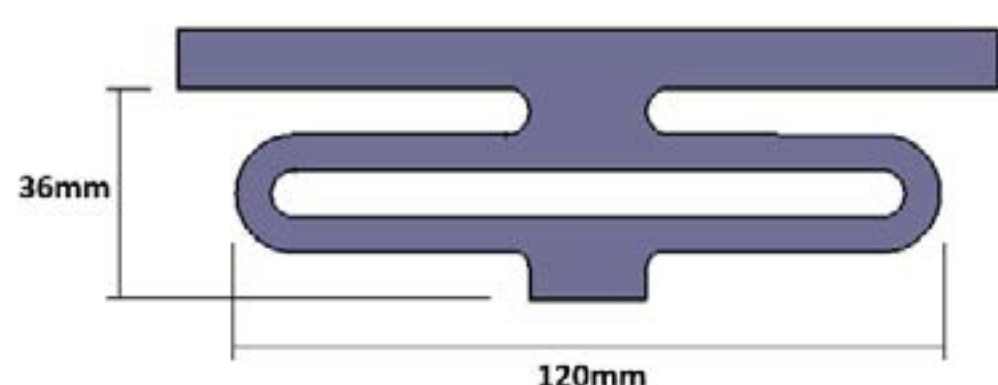


Figura 3 - Design da amarração 1

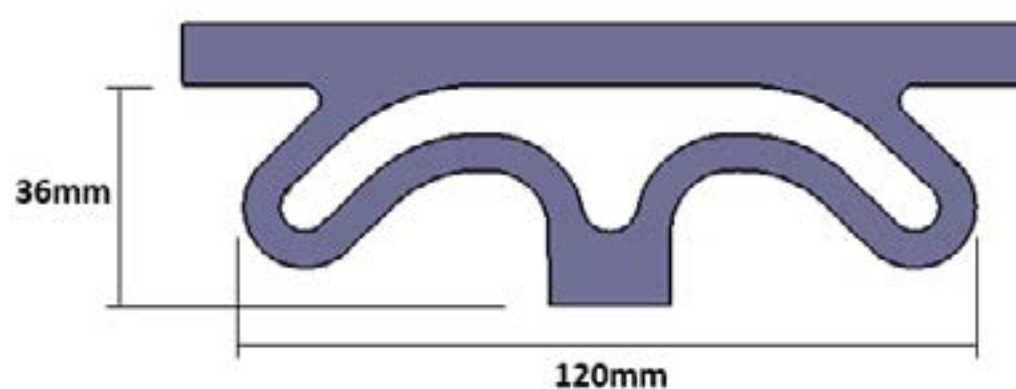


Figura 4 - Design da amarração 2

O design das amarrações deve permitir a alimentação do blank sem gerar deformações plásticas nas tiras ou altos esforços que possam alterar o seu posicionamento nas pistas. Além disso, é importante também que as amarrações ofereçam uma determinada rigidez perpendicular (na direção Z) tal que realize o levantamento do blank após cada operação e o seu deslocamento horizontal (na direção X) para o avanço do passo, sem que ocorram grandes vibrações ou erros de posicionamento devido à inércia do próprio blank. Porém, neste estudo será avaliado somente o comportamento da amarração em relação à sua capacidade de deformação antes da ocorrência de trincas.

Nas simulações, as amarrações foram travadas na região de ligação com as tiras e submetidas a um deslocamento na região de ligação com os blanks, aqui chamada “ponta”, em 80mm. Comparou-se, então, o deslocamento máximo obtido antes da ocorrência de trincas e também a carga necessária para o deslocamento. A Figura 5 mostra um esquema do setup adotado na simulação.

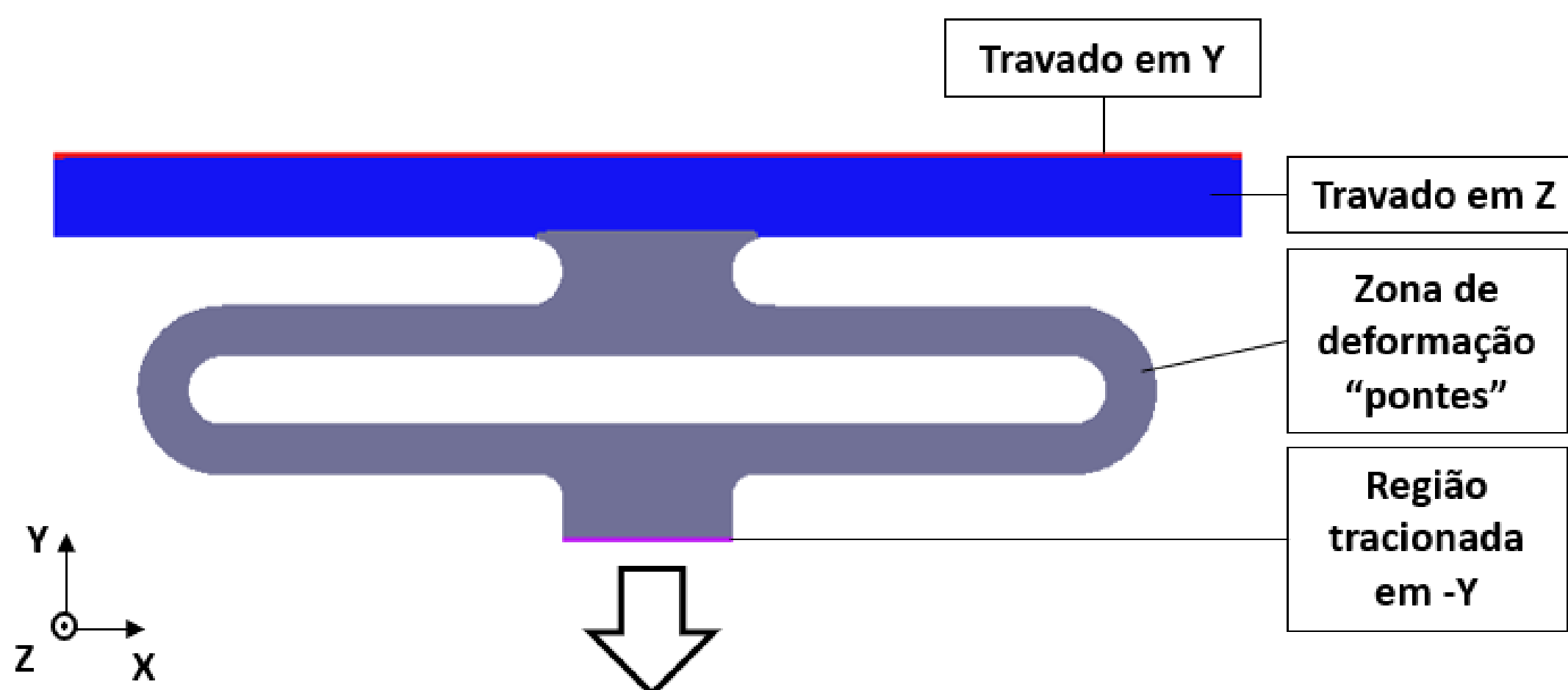


Figura 5 - Metodologia adotada nas simulações

O material utilizado na simulação foi o aço DP 600 com a espessura de 1,2mm. O critério de falha adotado foi a curva CLC. Existem critérios de falha mais adequados para a previsão de falhas em borda. Inclusive, o software PAM-STAMP V2018.1 oferece alguns modelos, que demandam ensaios específicos. Porém, como trata-se de um estudo comparativo, a CLC irá atender aos objetivos.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Ao serem submetidas à tração, as amarrações A e B, com a mesma velocidade, a amarração A deformou-se em 39mm até apresentar o primeiro ponto de trinca e a amarração B até 34mm, quando apresentou também o primeiro ponto de trinca. A figura 6 apresenta o deslocamento alcançado e o ponto de iniciação da trinca para as duas amarrações.



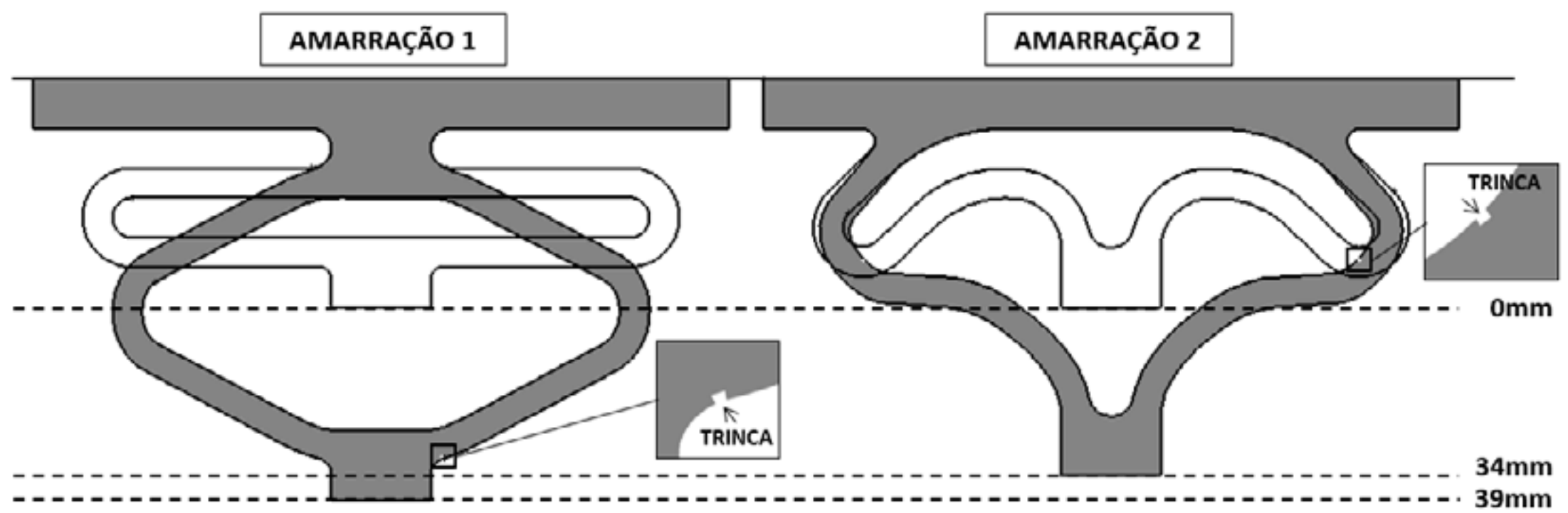


Figura 6 - Comparação dos resultados das simulações das amarrações 1 e 2.

Na amarração 1, no momento em que ocorre a primeira trinca, observam-se a existência de três regiões com alto valor de estiramento positivo indicadas pelas regiões A, B e C, na Figura 7, através da análise de maior deformação (Major Stress) [5].

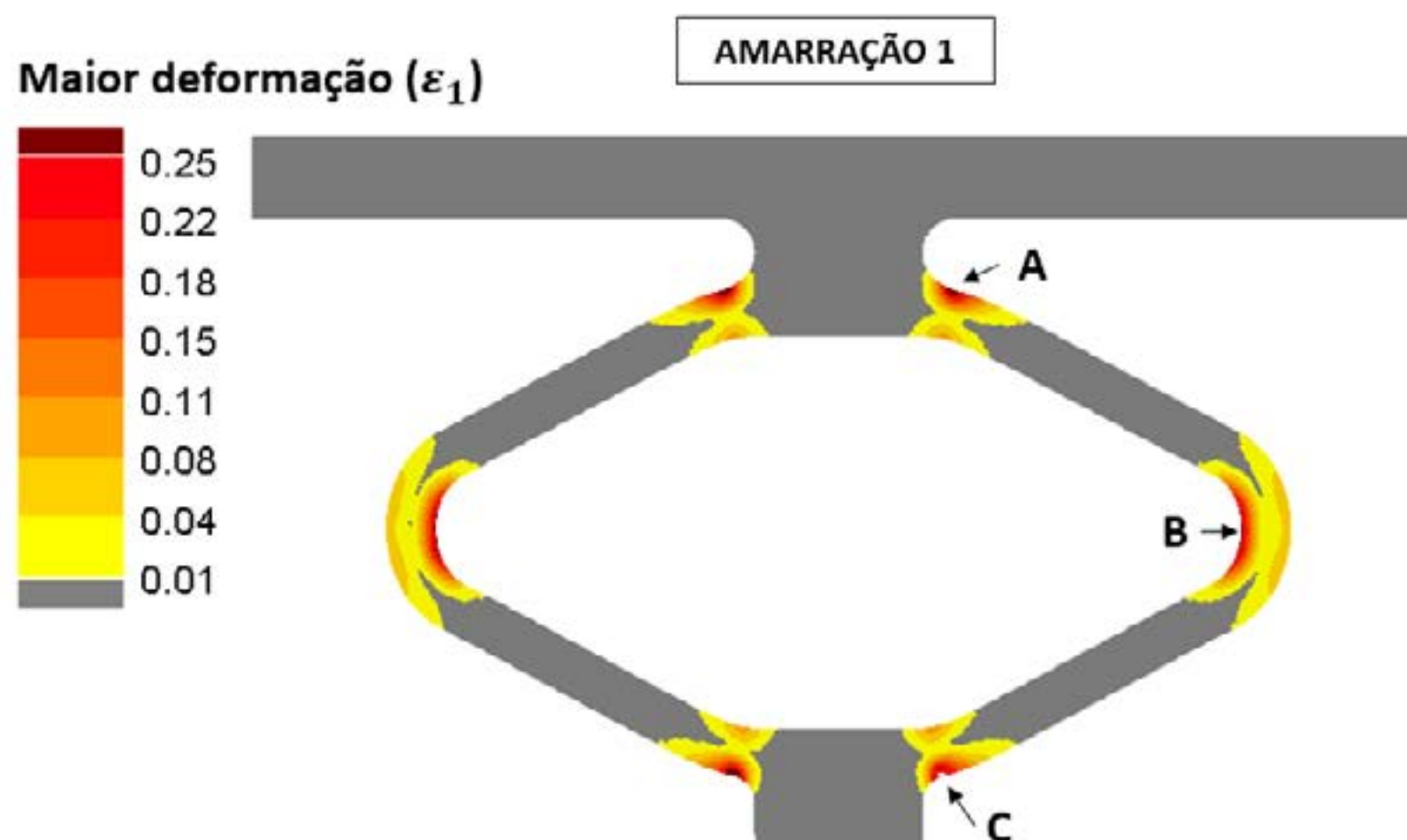


Figura 7 - Análise da deformação maior na amarração 1.

Na amarração 2, no momento em que ocorre a primeira trinca, existe somente uma região com alto valor de estiramento positivo (Major Stress), referenciada na Figura 8 pela letra "D".

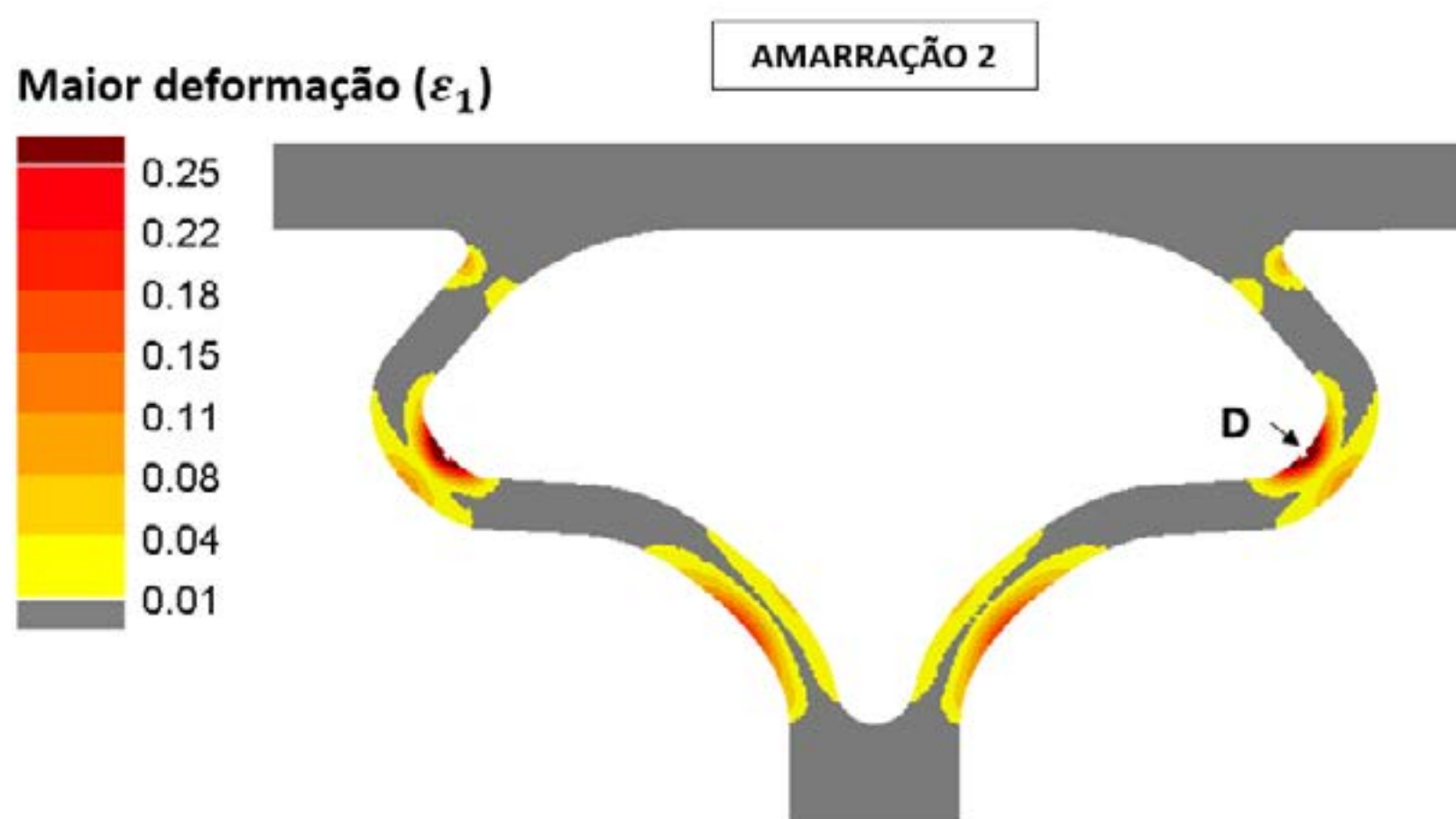


Figura 8 - Análise da deformação maior na amarração 2.

Dessa forma, observou-se que na amarração 1 o estiramento distribui-se de forma similar em três regiões. Já na amarração 2, o estiramento concentra-se somente em uma região, levando à ocorrência de trinca na borda com uma distância menor de deslocamento da ponta do que na amarração 1.

Na Figura 9, realizou-se uma comparação da carga necessária para tracionar as amarrações 1 e 2 por meio de um gráfico. As flutuações ocorrem a partir da iniciação da fratura. Na amarração 2, é necessária uma carga maior em função do deslocamento da ponta, que acompanha o aumento da deformação plástica nas pontes até o momento da estrição.

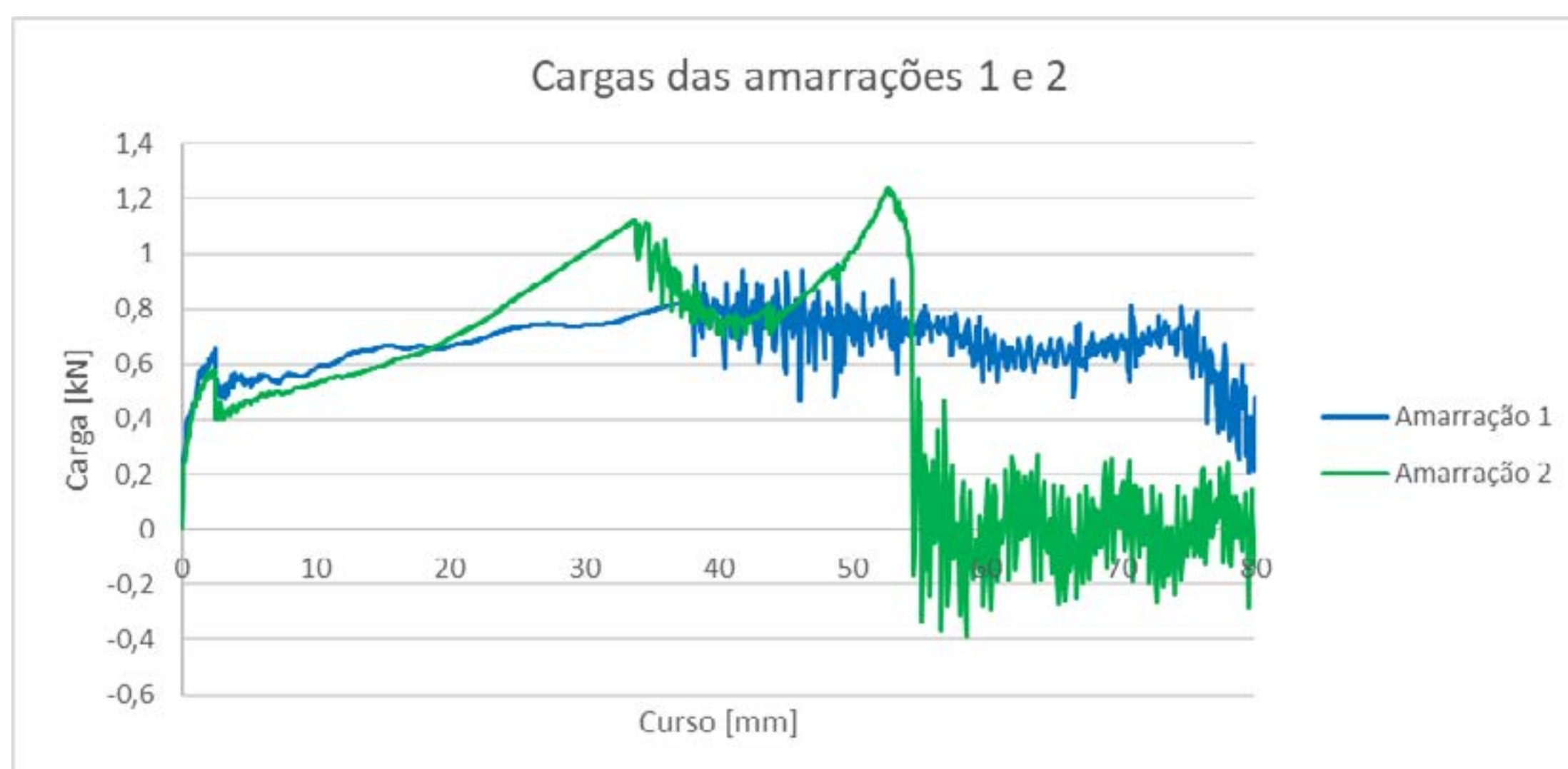


Figura 9 - Comparação das cargas das amarrações 1 e 2.



### 3.1. VARIAÇÃO DA AMARRAÇÃO 1

Observando o comportamento da amarração 1 e os pontos de concentração de tensão e estiramento, foi realizado um novo teste, adicionando alguns alívios no design, que permitem maior liberdade de movimentação na região de deformação durante a tração da ponta. Este design está ilustrado na figura 10, ao qual será atribuído o nome Amarração 1.1.

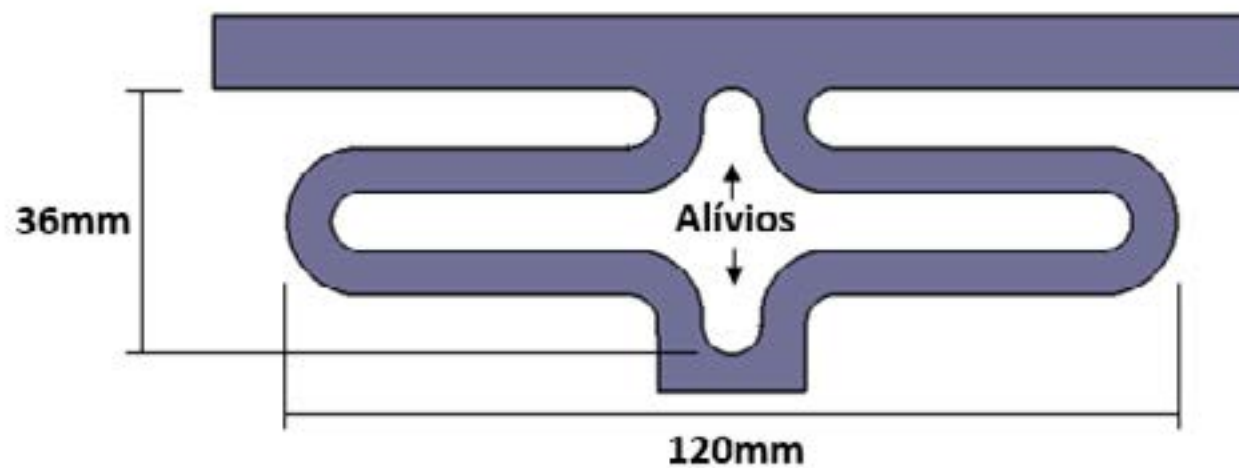


Figura 10 - Design da amarração 1.1

Na Figura 11 observa-se que a criação dos alívios permitiu a torção das pontes. Este efeito fica evidente na geometria resultante a 60mm e 80mm. A torção das pontes evita a concentração prematura de estiramento nos raios, como ocorreu nas amarrações 1 e 2. Assim, como é possível verificar-se na figura 12, a amarração 1.1 foi tracionada até 80mm sem a ocorrência de trincas.

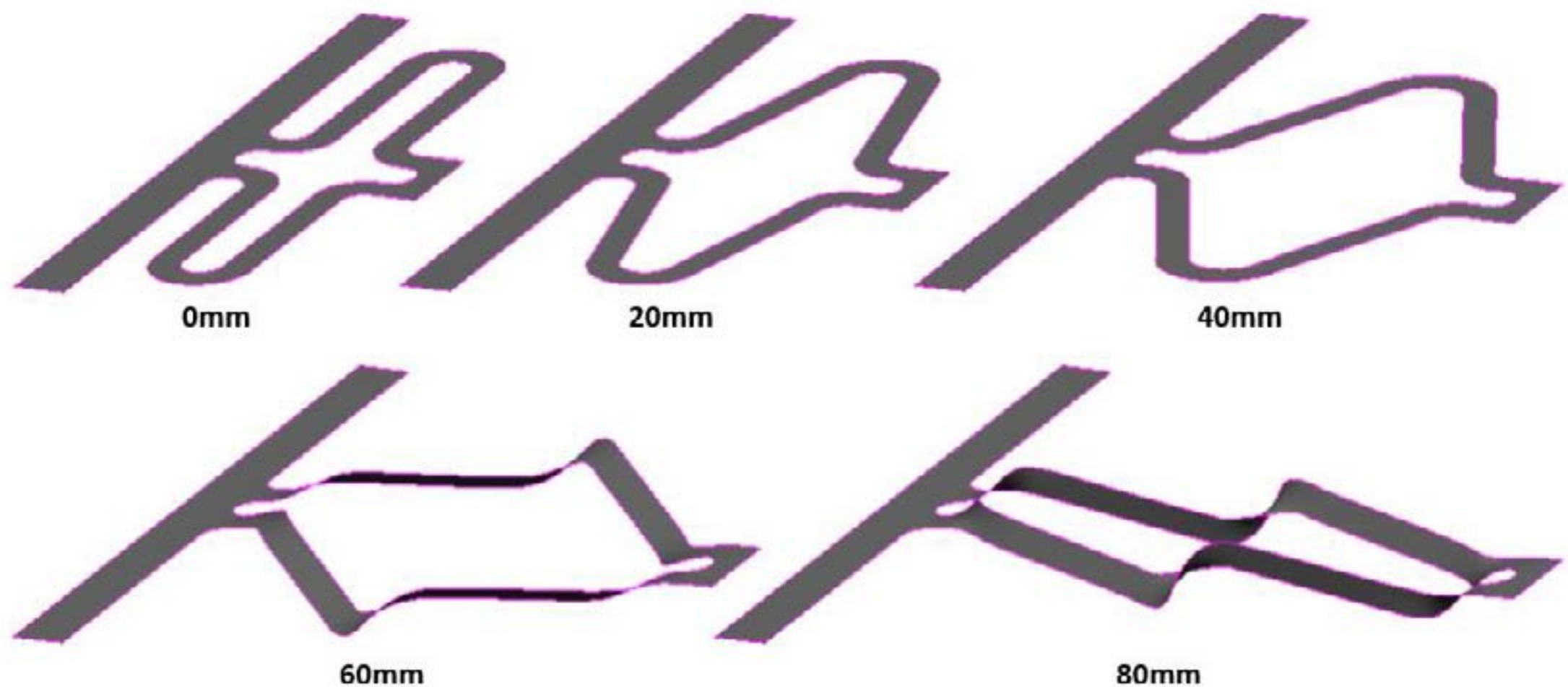


Figura 11 - Evolução da tração imposta na amarração 1.1

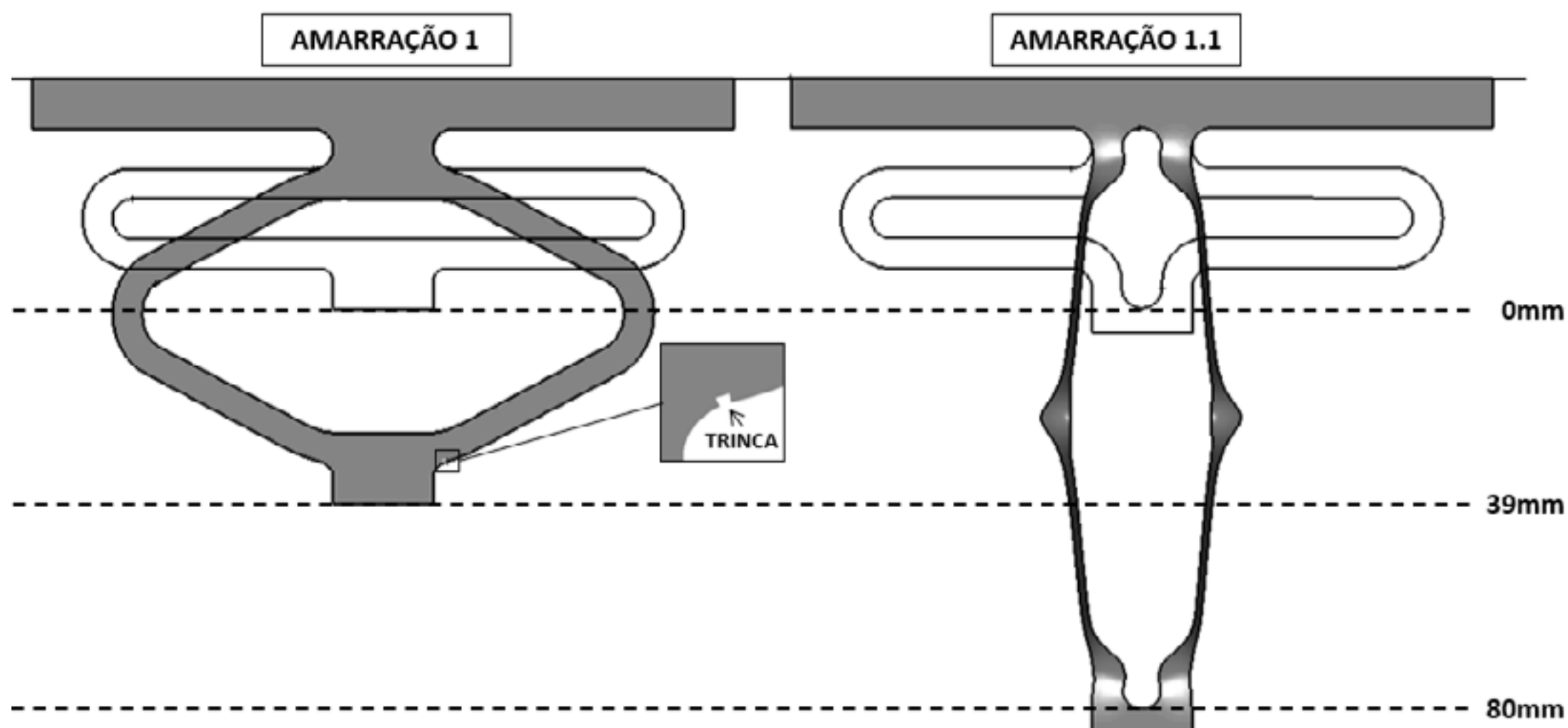


Figura 12 - Comparação dos resultados das simulações das amarrações 1 e 1.1.

No gráfico presente na Figura 13, observa-se que a carga necessária para a deformação da amarração 1.1 não é maior do que a das amarrações 1 e 2, portanto a modificação no seu design não implicaria em problemas de alimentação do blank ou posicionamento da tira. Além disso, sua carga não sofre grandes variações até o deslocamento da ponta em 70mm, oferecendo um comportamento aceitável até este ponto. No deslocamento de 70mm até 80mm, observa-se um aumento na carga devido ao maior ganho de deformação plástica nas pontes, portanto, nesta condição o comportamento já se torna instável e não recomendado ao processo.

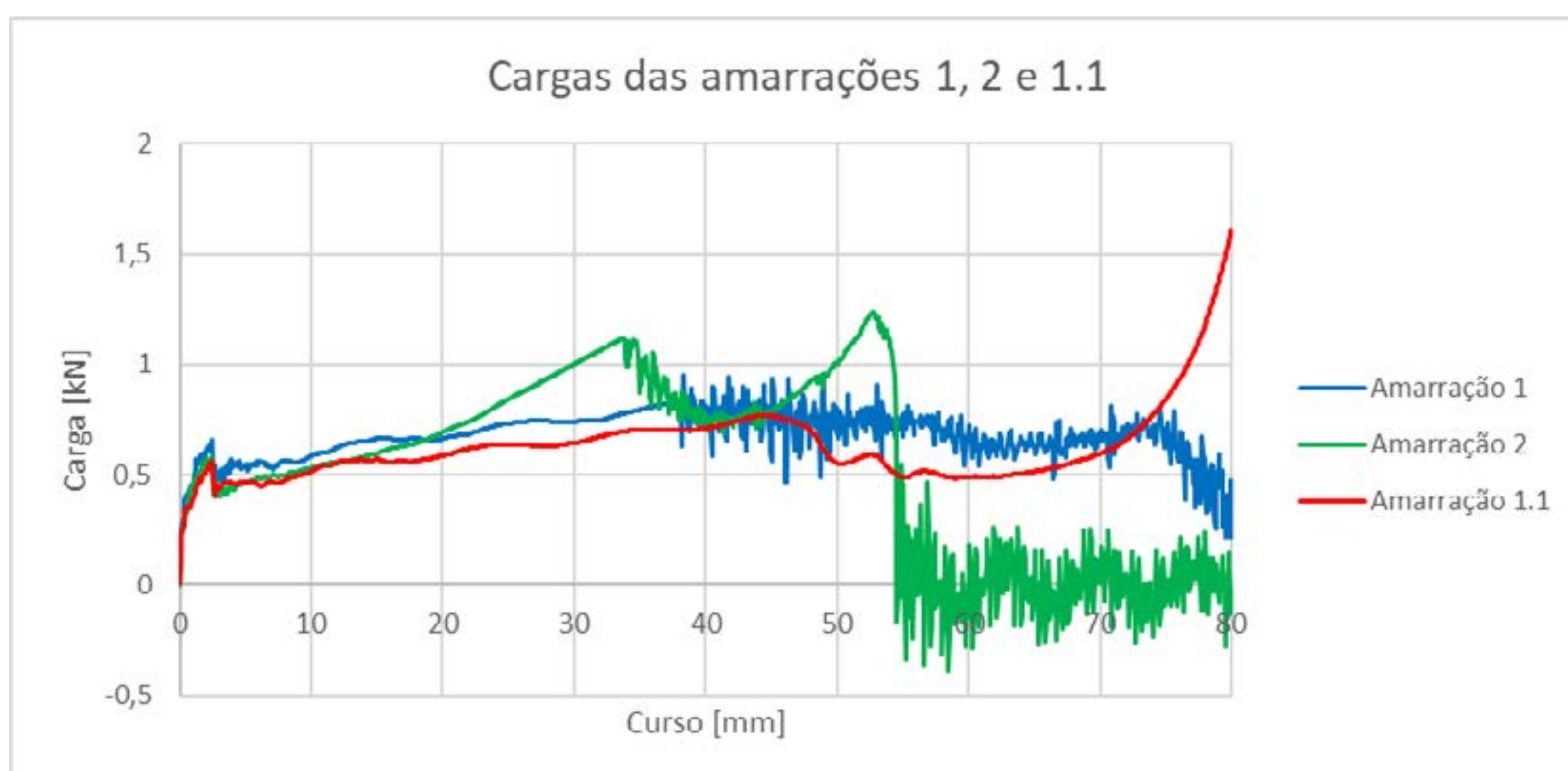


Figura 13 - Comparação das cargas das amarrações 1, 2 e 1.1.



## 4. CONCLUSÃO

A simulação mostrou-se muito útil na definição do design das amarrações, permitindo uma ampla análise do seu comportamento, além do teste e otimização das mesmas. O estudo teve foco no desempenho das amarrações quando tracionadas. Porém, é possível também realizar este estudo com foco na redução de custos, buscando o design de amarrações que atenda aos requisitos de processo, demandando a menor área possível. Conseqüentemente, haverá redução na quantidade de scrap e no consumo de matéria-prima. O processo de estampagem progressiva é geralmente aplicado a produtos de alta produtividade, portanto, o potencial de redução no consumo de matéria-prima é considerável e justifica facilmente o investimento em estudos prévios como este.

## REFERENCES

- [1] SENAI. Ferramentaria de corte, dobra e repuxo: Planejamento e construção de estampos. São Paulo: Senai-sp, 2016.
- [2] BRITO, Osmar de. Estampos de formar: dobramento de chapas, repuxos, desenvolvimentos técnicos – estamparia de metais. São Paulo: Hemus. 2005. 220 p.
- [3] KONINCK, J. de; GUTTER, D. Manual do ferramenteiro: corte, dobragem e embutimento das lâminas de metal. São Paulo: Mestre Jou. 171 p.
- [4] ESI Group. Pam-Stamp, version 2017.0. Paris, France (2018). 1 CD-ROM.
- [5] Duarte, A. S.; Viana, R. A. M. Tópicos para Simulação em Estampagem. 3<sup>a</sup> Edição. Belo Horizonte: Sixpro Virtual&Practical Process, 2018. 149.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Comportamento de ligas de aço de baixo carbono para estampagem em bucha de proteção do cordão de arranque para motores a combustão

LEAL, Paulo Roberto <sup>(1)</sup>

ROCHA, Alexandre S <sup>(2)</sup>

### RESUMO

Durante o processo de conformação progressiva em bucha de proteção do cordão de arranque para motores a combustão, há a ocorrência de trincas, provenientes do encruamento excessivo. A fim de evitar tal falha, é realizado o presente estudo, para determinar o material com melhor comportamento neste tipo de aplicação. Para tal propósito, é realizado o comparativo entre os materiais NBR 5007 – G4 RL (nacional) e DIN EM 10139 – ST4 LG (importado), através de seis ensaios: Anisotropia, Erichsen, Tração, Dureza, Metalografia e Análise Química. Como resultado, tem-se que ambos os materiais apresentam características de estampabilidade semelhantes, mesmo provindo de fontes de fornecimento distintas, como por exemplo: Anisotropia média ( $R_m$ ) de 1,73 (G4) e 1,75 (ST4), Tração, com alongamento (A), Coeficiente de resistência (C) e Coeficiente de encruamento (n) do material com somente 1% de diferença e por fim, ensaio Erichsen com 1,1% de diferença. Assim, é possível a realização de testes práticos, para verificação da geração de trinca ou não, onde obtendo resultados satisfatórios, ou seja, sem trinca, pode ser alterada a fonte de fornecimento para o material importado, que atualmente apresenta um comportamento melhor, sem trinca, durante a aplicação semelhante em outra filial da empresa na Europa.

**Palavras-chave:** Aço Carbono. Estampagem. Bucha de Proteção.

### ABSTRACT

During the process of progressive drawing in a starter protection bush on combustion engines, there is the occurrence of cracks from excessive hardening. In order to avoid failure, the present study is performed to determine the best performing material in this type of application. For this purpose, a comparison is made between the materials: NBR 5007 - G4 RL (national) and DIN EM 10139 - ST4 LG (imported), through six tests: Anisotropic, Erichsen, Traction, Hardness, Metallography and Chemical Analyses. As a result, both materials have similar drawing characteristics, even though coming from different sources, for instance: Mean anisotropy ( $R_m$ ) of 1,73 (G4) and 1,75 (ST4), Tensile test, with elongation (A), Strength coefficient (C) and Strain hardening coefficient (n) of the material with only 1% difference and finally Erichsen assay with 1,1% of difference. Thus, it is possible to perform practical tests to verify the generation of crack or not, where obtaining satisfactory results, it's means, without cracks, can be changed the source of supply for the imported material, which currently performs better, without cracking, during the similar application at another company subsidiary in Europe.

**Key words - Carbon Steel. Drawing. Protection Bushing.**

<sup>(1)</sup> Engenheiro Mecânico, Universidade do Vale do Rio dos Sinos, paulorobertoleal@gmail.com.br

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Eng. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, alexandre.rocha@ufrgs.br



## 1. INTRODUÇÃO

Nos dias atuais, a grande competitividade do mercado exige produtos cada vez mais detalhados e esteticamente complexos, tarefa esta atribuída aos “designers” de novos produtos. Para viabilizar tal produto, opções econômicas devem ser adotadas. Isso pode ser obtido durante a determinação das ferramentas e parâmetros a serem utilizados em seus processos, onde é necessário, na maioria dos casos, o aumento da produtividade.

Para atender os “designers”, em decorrência da necessidade de viabilizar a produção destes produtos, é um grande desafio para o processo de conformação em chapas, que visa, além dos fatores acima citados, também utilizar a deformabilidade da matéria-prima a ser transformada ao máximo [16]. Para lidar com tal complexidade, há três meios para se determinar estes parâmetros: através de tentativas e erros nos anos de experiência adquirida; experimentos; e modelos teóricos [13].

Para o presente trabalho, foi utilizado o método dos experimentos, onde foram realizados 6 ensaios (Anisotropia, Erichsen, Tração, Dureza, Metalografia e Análise Química), a fim de determinar o material com melhor comportamento de estampabilidade, visando eliminar trincas durante o processo de conformação progressiva em uma bucha de proteção do cordão de arranque para motores a combustão.

O presente estudo visa verificar a possibilidade de utilização de um material importado (ST4), provinda de uma fonte de fornecimento diferente do material nacional (G4), visando evitar o aparecimento de trincas. Para isso, é necessária a verificação do comportamento entre estes dois materiais, que deve ser semelhante. Este estudo deve ser realizado antes da aquisição do material importado, pois para a compra deste, o fornecedor importado limita a quantidade mínima de uma bobina, com aproximadamente 600 kg.

## 2. SITUAÇÃO PROBLEMA

Atualmente, a exigência do usuário em relação a um produto é relativamente igual, indiferente ao seu valor agregado, quando comparado a outro da mesma categoria, tendo como principal requisito que o produto funcione, opere, inicie, etc., quando este for solicitado. A principal perda de fidedignidade do cliente é quando este requisito não é atendido.

Para um motor de combustão interna funcionar é necessário um estímulo externo que supere a inércia do rotor principal para assim funcionar por si só. Este estímulo é dado através de um cabo de arranque ligado a um cordão [10], como mostrado na Figura 1.



**Figura 1:** Sistema de arranque

O conjunto de arranque é composto por cordão, bucha e carcaça de arranque. A bucha do arranque tem como função alojar o manipulador e proteger o cordão de arranque contra danificações, evitando que este, através do atrito gerado em decorrência ao contato com a carcaça, desfie e, conseqüentemente, o produto perca a função de acionamento.

Atualmente, após o processo de montagem da bucha na carcaça, onde a parte superior da bucha é

remanchada na carcaça, existe a aparecimento de trincas, conforme Figura 2. No decorrer das solicitações de partidas do motor há o contato da bucha com o cordão de arranque, podendo ocasionar danificação deste e a perda de sua função primária.



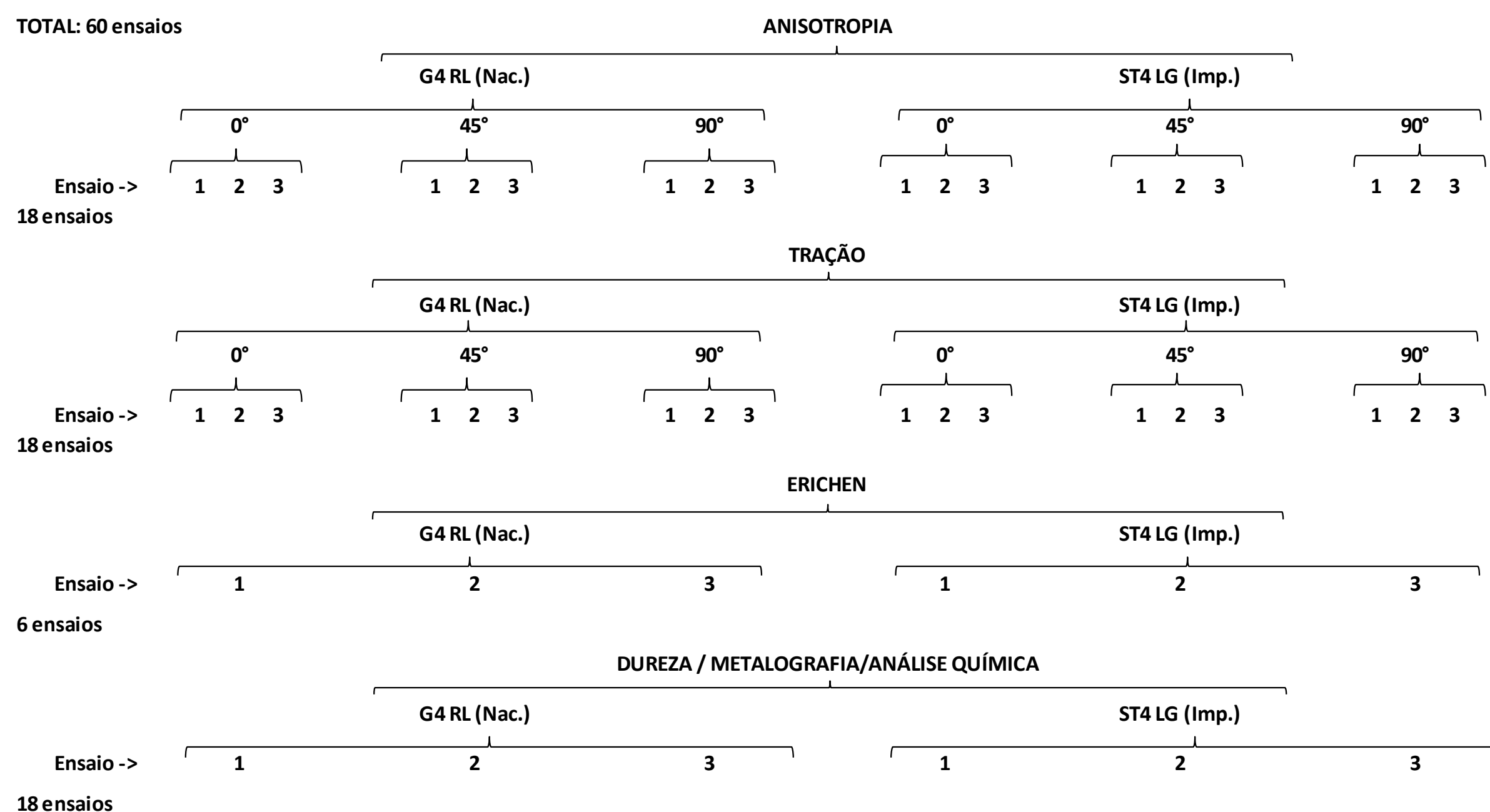
**Figura 2:** Trincas após remanche da bucha na carcaça

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Na indústria, a utilização de fontes de fornecimento está atrelada a diversos fatores, sendo um deste, a sua localização. A utilização de fontes locais por vezes é a mais lógica a ser utilizada, porém os resultados podem não ser satisfatórios. Para tal viés, é necessário realizar estudos comparativos.

No mercado nacional, tem-se a utilização do material denominado G4 RL, relaminado baixo carbono, devido a sua excelente característica de estampagem de repuxo profundo, conferindo a peça aplicada um acabamento superficial diferenciado a boa planicidade. Já no mercado importado, o material ST 4 LG tem grande gama de aplicação para diversos tipos de estampa e também para dobras a frio.

Para possibilitar a realização da análise comparativa entre ambos os materiais é realizada a construção do Quadro 1, onde é apresentada a triangulação dos 60 ensaios a serem realizados.

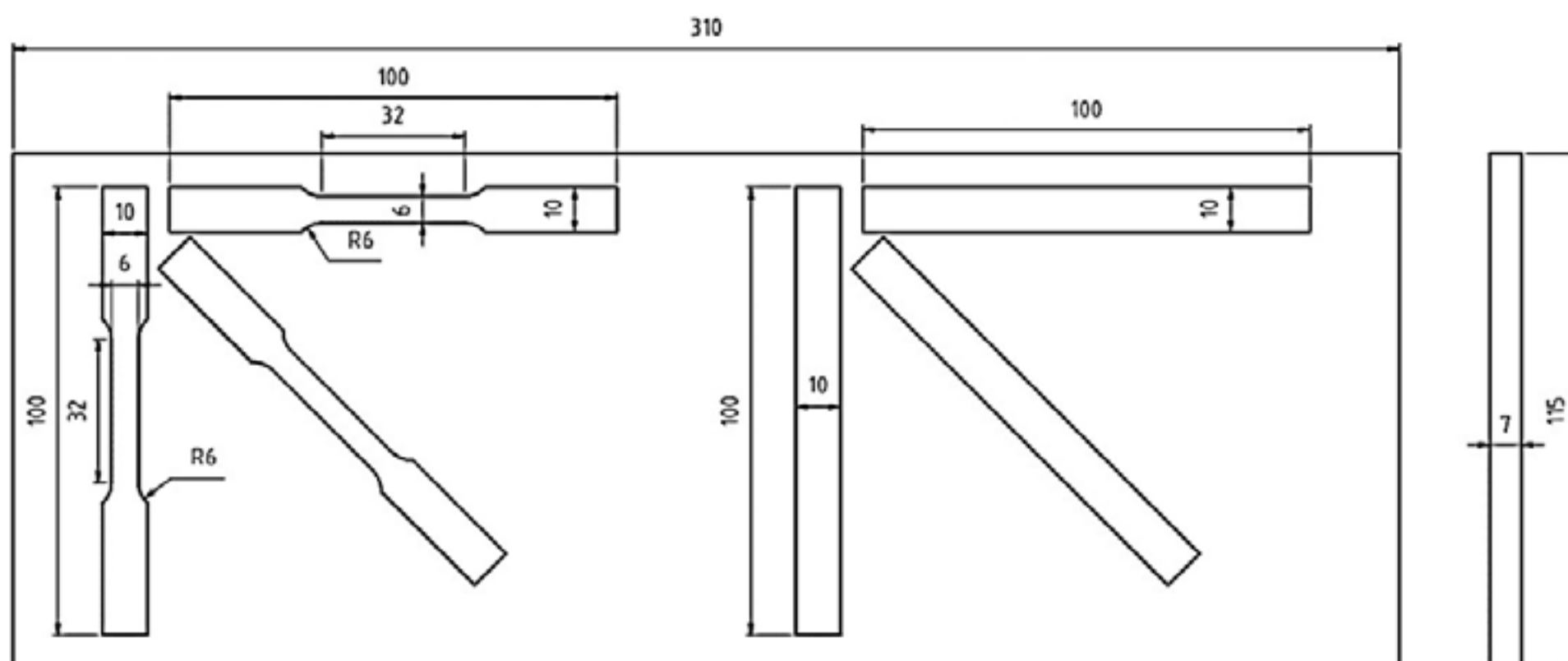


**Quadro 1:** Ensaios a serem realizados

#### 3.1 Ensaio Anisotropia

Para realização do Ensaio de Anisotropia os corpos de provas foram dimensionados conforme norma ASTM E 8M [3], produzidos por corte a laser (Figura 3). Convencionou-se que o corte a laser, se houver alguma influência, esta influenciará os testes de forma igual, o que não afetará na tomada de decisão dos resultados apresentados.





**Figura 3:** Corpos de prova para ensaios de Tração (esquerda) e Anisotropia (direita), dimensões em mm

No total, foram confeccionados 18 corpos de provas dos dois materiais: do nacional, a partir de agora denominado somente como G4, e do material importado, também a partir deste momento denominado somente como ST4. Foram utilizadas 3 chapas para cada material e para cada chapa foram realizados cortes nos três sentidos de laminação (0, 45 e 90°), conforme descrito na Tabela 1 abaixo, totalizando 18 ensaios.

**Tabela 1 - Ensaios de tração**

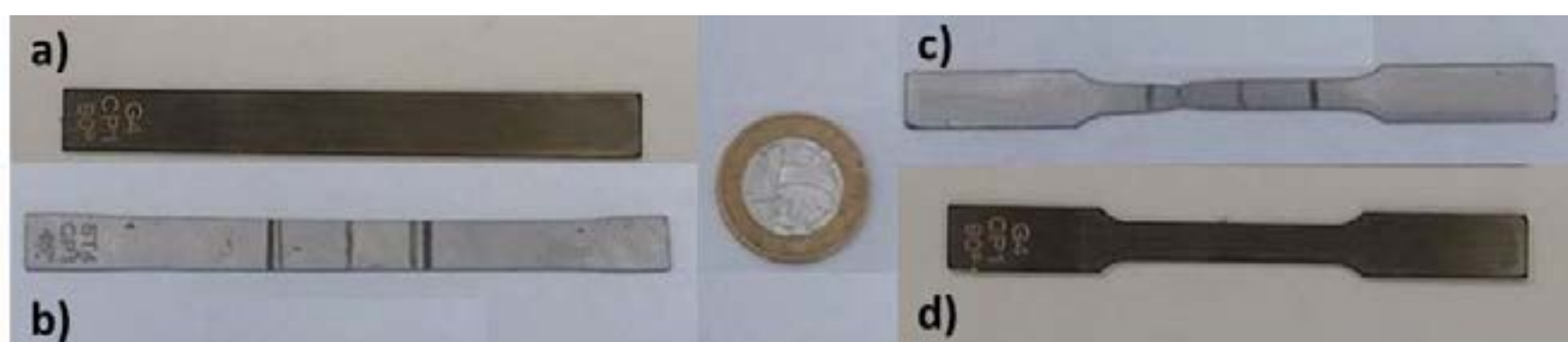
G4			STL4			
Chapa 1	Chapa 2	Chapa 3	Chapa 1	Chapa 2	Chapa 3	
1 CP	1 CP	1 CP	1 CP	1 CP	1 CP	0°
1 CP	1 CP	1 CP	1 CP	1 CP	1 CP	45°
1 CP	1 CP	1 CP	1 CP	1 CP	1 CP	90°

Para realização dos ensaios foi utilizada uma máquina de Ensaios INSTRON (EMIC) com capacidade de 10kN, Figura 4. As células de carga utilizadas também foram da INSTRON.



**Figura 4:** Principais parâmetros geométricos

Os 18 corpos de provas foram tracionados em 18% (4,5 mm) do seu comprimento útil (25 mm). Para os parâmetros de velocidade de ensaio utilizado seguiu-se a norma ABNT NBR 16282 [4], ou seja, velocidade constante e sem atrito de 5 mm/mim. A Figura 5 apresenta um corpo de prova antes e após o ensaio de Anisotropia (a e b).

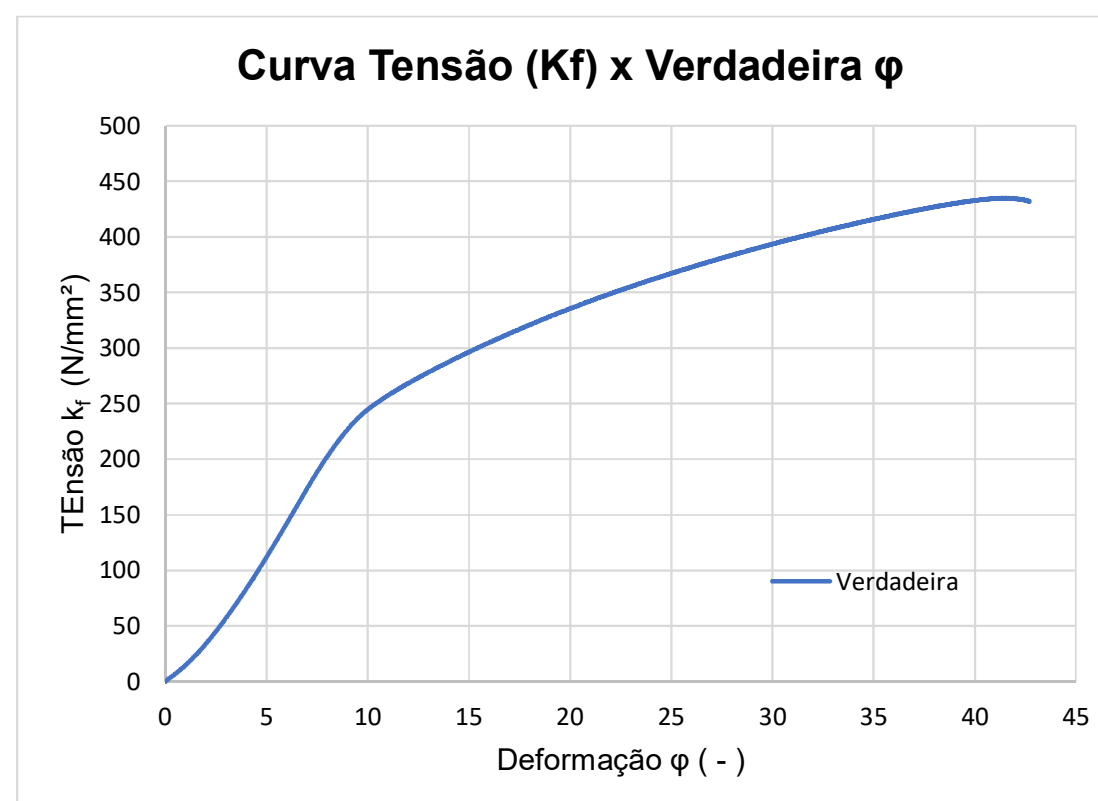


**Figura 5:** CP's Anisotropia a) antes, b) depois e Tração c) antes, d) depois dos ensaios

### 3.2 Ensaio de Tração

Para a determinação da curva de escoamento dos dois materiais G4 e ST4 foram ensaiados 18 CP's dimensionados conforme norma ASTM E8 [3], dispostos conforme já apresentado na Figura 3 do ensaio de Anisotropia, e a Figura 5 (c e d) apresenta os CP's antes e depois do ensaio. Para os parâmetros de velocidade de ensaio utilizado, seguiu-se a norma EM 10002-1 [8], ou seja, velocidade constante e sem atrito de 5 mm/mim.

Primeiramente, são apresentados os valores de Tensão Verdadeira, eixo y, em função da Deformação Verdadeira, eixo x, conforme Gráfico 1.

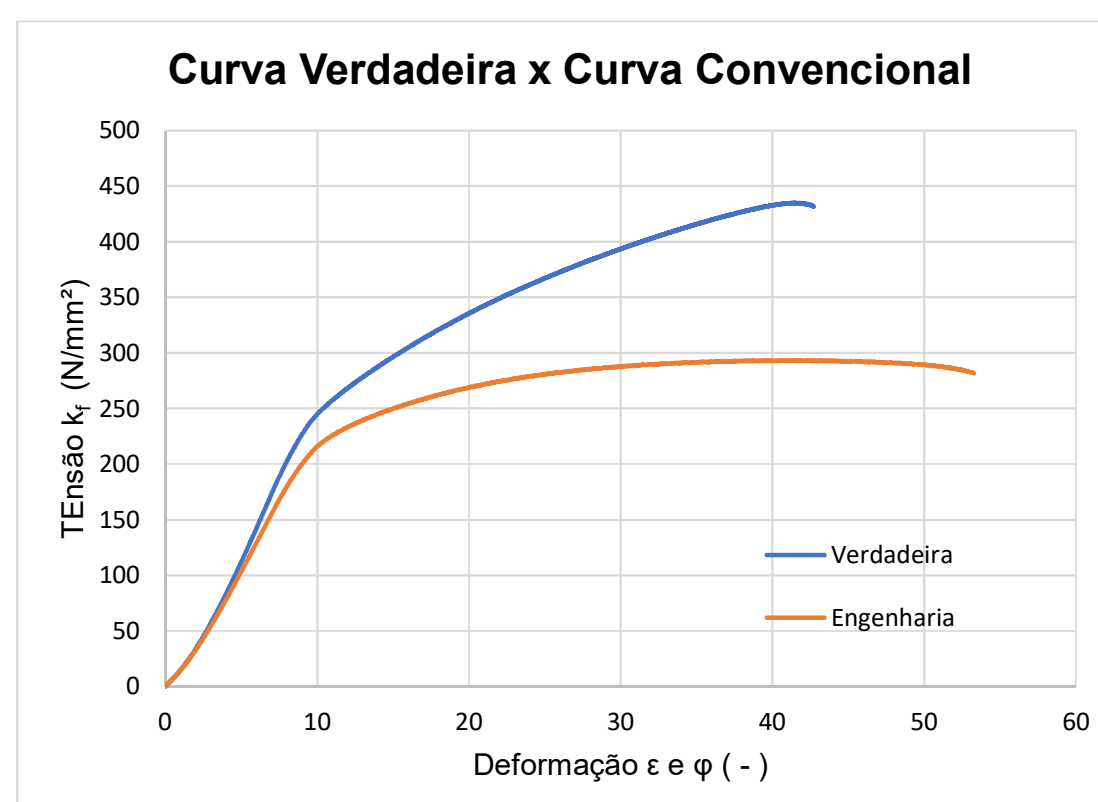


**Gráfico 1:** Tensão Verdadeira x Deformação Verdadeira

Para determinação da região elástica do material, foi realizado um comparativo entre a curva verdadeira e a curva de engenharia.

Segundo Schaeffler [15], para a conformação mecânica a zona mais importante a ser estudada é a zona plástica do material, no limite entre a ruptura do material. Esta relação pode ser verificada diretamente através de um ensaio de tração, gerando uma curva verdadeira, através da análise da força aplicada a área instantânea do material, pois esta muda a cada instante do ensaio, diferente da curva de engenharia, onde a análise ocorre com base somente na área e comprimento iniciais. Em pequenas solicitações, onde as tensões aplicadas são menores que o limite de escoamento do material, esta relação não se faz necessária, somente para solicitações próximas ao limite de escoamento do material, caso contrário à deformação não ocorrerá. O conhecimento do valor do escoamento do material é de suma importância para determinação de forças de trabalho de conformação menores, geração do dimensionamento correto das matrizes e, conseqüentemente levando a menores gastos no processo de conformação mecânica.

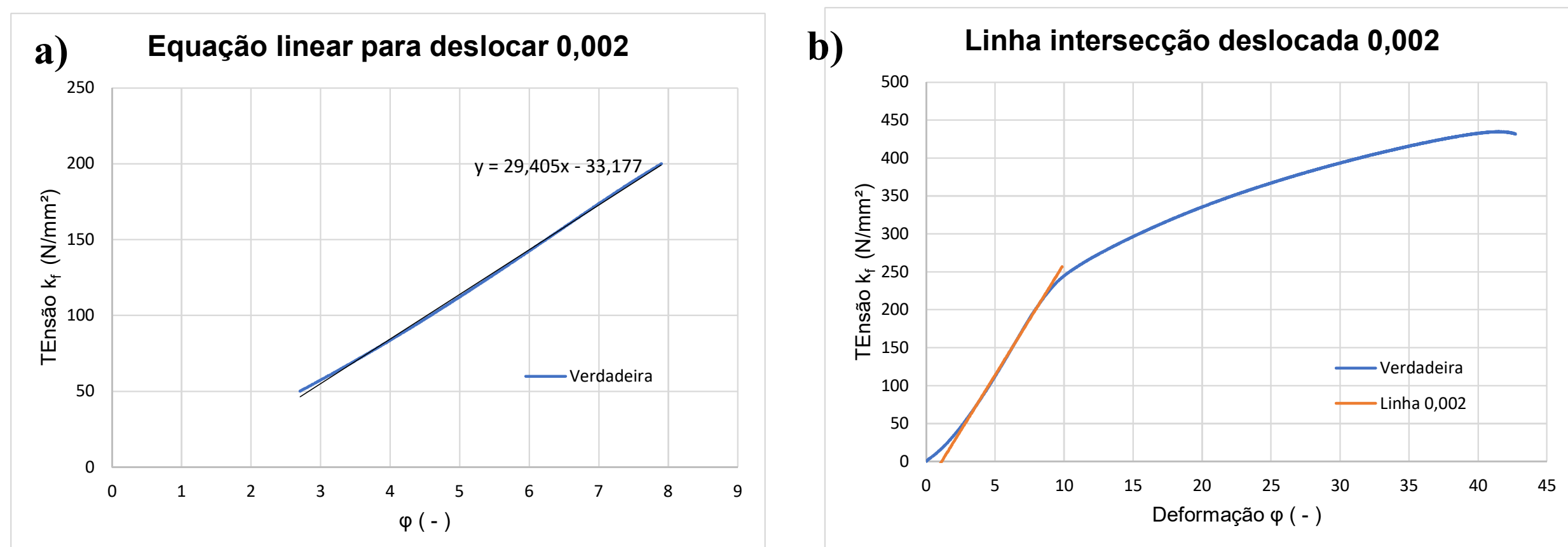
Para determinação da curva de engenharia, foram realizados os cálculos conforme equações apresentadas no apêndice, sendo possível gerar o Gráfico 2, onde temos a relação entre a Curva verdadeira e a Curva da Engenharia, podendo assim determinar, visualmente que para tensões maiores que 50 N/mm<sup>2</sup> há o afastamento destas curvas.



**Gráfico 2:** Comparativos entre curvas: Verdadeira e Engenharia

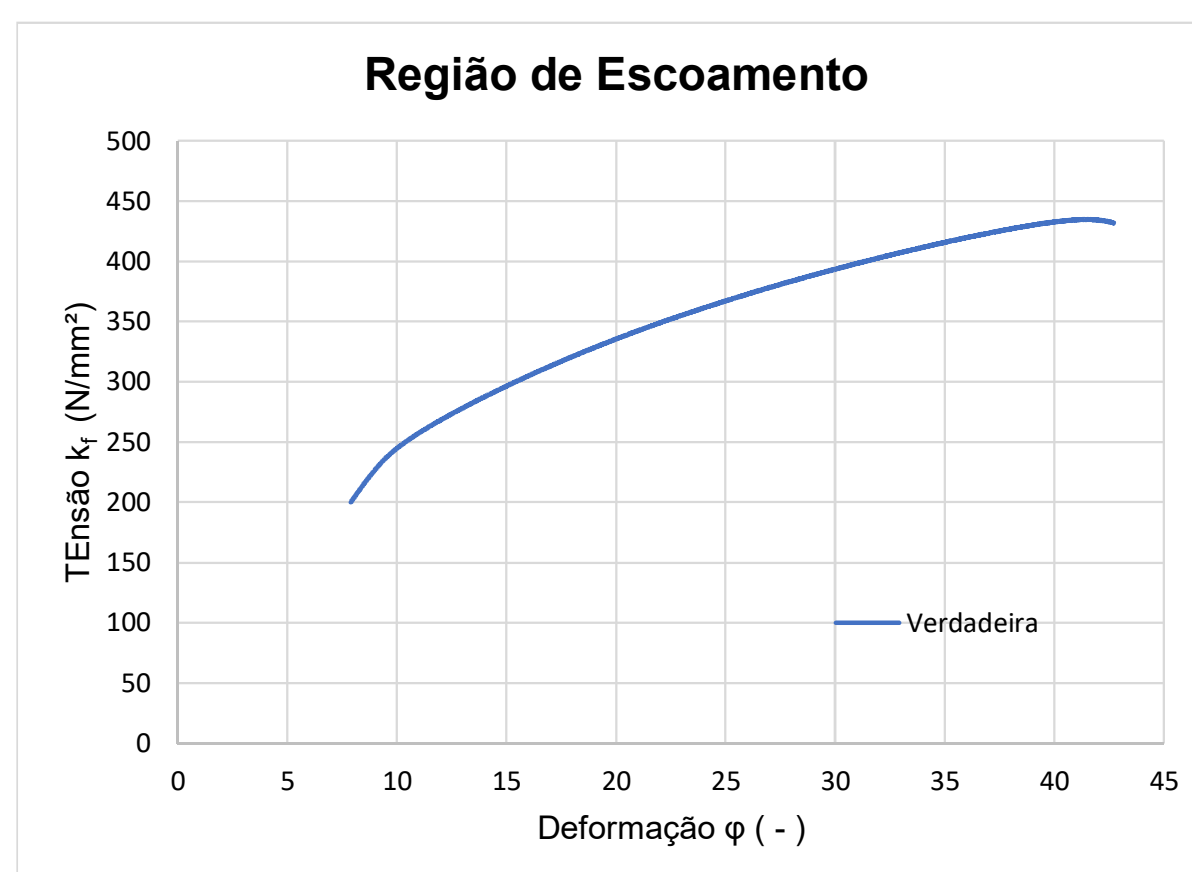


Utilizando os valores entre 50 e 200 N/mm<sup>2</sup>, é possível gerar uma linha de tendência, conforme Gráfico 4 (a), para construção de uma linha deslocada de 0,002 mm (b).



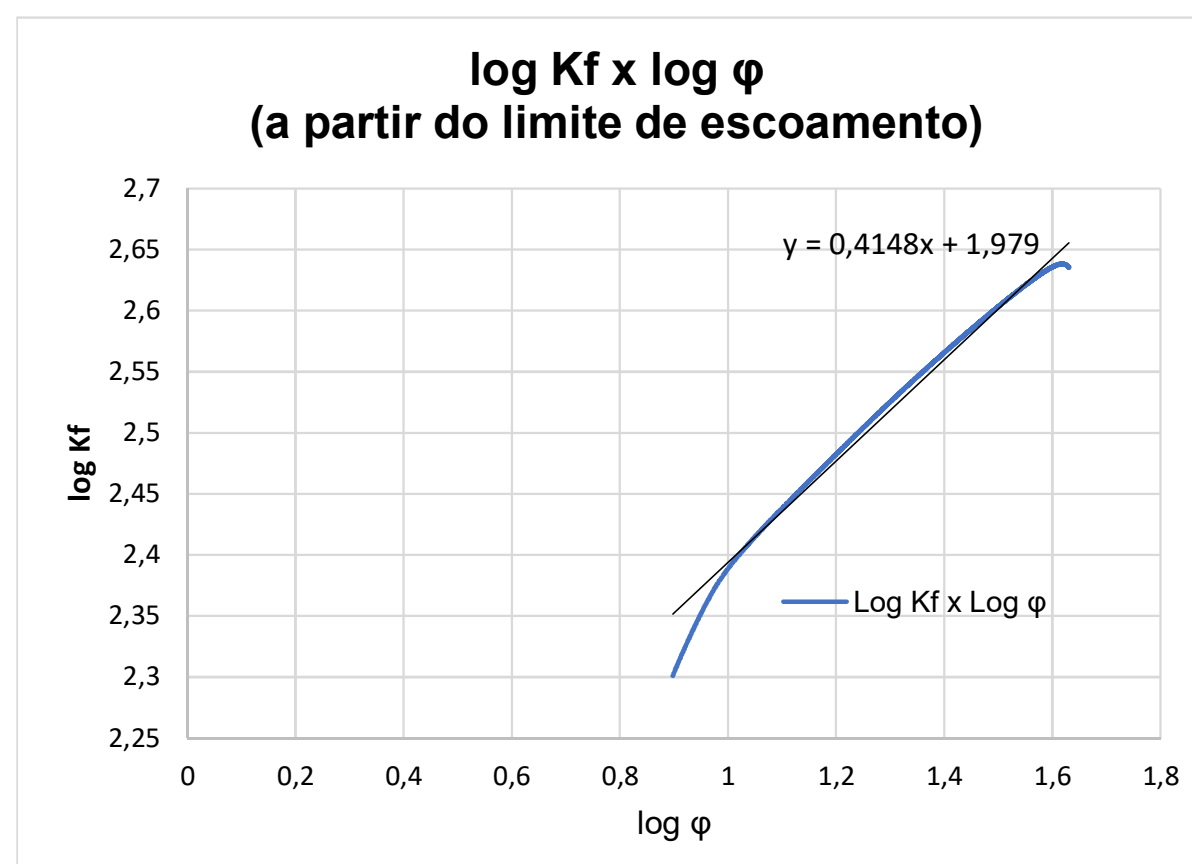
**Gráfico 3:** Equação Linear (a) determinação da linha deslocada 0,002 (b)

Para representar graficamente a curva de escoamento os dados referentes à região elástica foram desprezados, ou seja, abaixo de 200,02 N/mm<sup>2</sup>, sendo possível a construção do Gráfico 4.



**Gráfico 4:** Curva da região de Escoamento desprezando a porção da deformação elástica do material

Utilizando a função log do Excel para a tensão verdadeira ( $k_f$ ) e da deformação verdadeira ( $\phi$ ) a partir da região do limite de escoamento determinado no Gráfico 5, e inserindo uma linha de tendência é possível encontrar a equação da reta.



**Gráfico 5:** log  $k_f$  x log  $\phi$  para determinação da Equação da reta

Por fim, para determinação da equação de Resistência ao Escoamento de Hollomon [12] deve-se

igualar a Equação da reta obtida com a Equação Hollomon em log:

$$y = 0,4148.x + 1,979 \leftrightarrow \log(k_f) = n.\log(\varphi) + \log(C)$$

Sendo:  $n = 0,4148$ ;

$$C = 10^{1,979} = 95,28 \text{ N/mm}^2$$

$$\text{Logo: } k_f = 95,28.\varphi^{0,4148}$$

### 3.3 Ensaio Erichsen

O ensaio Erichsen foi realizado nas dependências da UFRGS (LdTM) e seguiram-se os procedimentos estabelecidos conforme norma ABNT NBR16281 [5], assim como a confecção dos CP's, onde estes foram cortados em guilhotina com as dimensões de 90x90mm.

### 3.4 Ensaio de Dureza/Metalografia/Análise Química

Foi realizada uma comparação metalográfica, com a técnica de lixamento/embutimento convencional conforme descrito na norma ABNT NBR 16281 [5] e com ataque de Nital.

Em relação à dureza dos materiais, foi realizada análise de dureza Vickers com aplicação de uma carga de 10kgf (HV10) conforme norma ISSO 6507-1 [11].

A Análise Química do material foi realizada conforme norma ASTM E415-17 [1] utilizando um Espectrômetro da marca Spectromax.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Ensaio Anisotropia

A Tabela 2 abaixo apresenta os resultados dos ensaios de anisotropia, assim como os valores dimensionados, onde foram realizados 3 medições para cada valor. Convém salientar que para os valores de espessura final, devido à espessura delgada dos CP's (0,80 – 0,85mm), além das medições com micrômetro, foi utilizada a lei da constância dos volumes [9] onde estas apresentaram valores muito próximos, validando assim os valores encontrados.

**Tabela 2 - Resultado ensaio Anisotropia**

CP's	Espessura Inicial (mm)	Espessura Final (mm)	$\Delta$ Espessura	Largura Inicial (mm)	Largura Final (mm)	$\Delta$ Largura	$r_{0^\circ}$	$r_{45^\circ}$	$r_{90^\circ}$	Coefficiente médio de Anisotropia (rm)	Coefficiente de Anisotropia Planar (Tendência ao Orelhamento) ( $\Delta r$ )
ST4 - CP1	0,803	0,768	0,035	10,003	8,920	1,083	2,58	1,31	2,14	1,83	1,05
ST4 - CP2	0,803	0,763	0,041	9,993	8,917	1,077	2,20	1,17	1,55	1,53	0,70
ST4 - CP3	0,803	0,764	0,039	9,993	8,910	1,083	2,29	1,42	2,44	1,89	0,94
G4 - CP1	0,858	0,815	0,043	9,883	8,750	1,133	2,37	1,61	2,25	1,96	0,69
G4 - CP2	0,838	0,803	0,035	9,860	8,780	1,080	2,71	1,31	1,69	1,76	0,89
G4 - CP3	0,857	0,798	0,058	10,230	9,177	1,053	1,54	1,03	2,26	1,46	0,88

Os valores de Anisotropia encontrados do ensaio foram satisfatórios, uma vez que apresentaram resultados semelhantes em ambos os materiais, apesar da diferença entre as espessuras dos materiais, pois segundo Padmanabhan [14] a espessura entre os materiais de folha monolítica produz estado de tensões complexas durante a estampagem profunda, onde o material mais espesso tende a resistir mais a deformação. Todavia, com base nos resultados apresentados, a diferença de 0,05mm não influencia nos resultados dos testes de Anisotropia nos materiais estudados.

### 4.2 Ensaio de Tração

Para os ensaios de tração, foram realizados os mesmos procedimentos apresentados no capítulo 4.2, e como resultado tem-se a Tabela 3 abaixo, apresentando os valores de:

- Limites de resistência ( $R_m$ );
- Limite convencional de escoamento ( $R_{p0,2}$ );
- Percentual de alongamento (A);
- Coeficiente de resistência (C);
- Coeficiente de encruamento (n);
- Tensão de escoamento inicial ( $K_{f0}$ ).



**Tabela 3:** Resultados ensaios de tração

Ensaio	R <sub>m</sub> (Mpa)	R <sub>p0,2</sub> (Mpa)	A (50mm) (%)	C (Mpa)	n (-)	K <sub>f0</sub> (Mpa)
ST4 - CP1-0°	292,36	215,06	12%	97,70	0,41	8,56
ST4 - CP1-45°	364,99	225,06	10%	99,29	0,41	8,56
ST4 - CP1-90°	345,79	200,02	13%	98,92	0,39	9,34
ST4 - CP2-0°	353,16	215,06	12%	99,49	0,39	9,43
ST4 - CP2-45°	352,42	220,01	10%	107,03	0,38	10,90
ST4 - CP2-90°	348,40	217,54	13%	102,09	0,39	9,97
ST4 - CP3-0°	347,39	210,14	12%	102,61	0,39	10,19
ST4 - CP3-45°	364,91	210,14	11%	97,30	0,42	8,10
ST4 - CP3-90°	345,47	210,12	16%	102,02	0,37	10,98
G4 - CP1-0°	358,99	210,15	13%	104,23	0,36	11,96
G4 - CP1-45°	378,63	215,00	12%	99,91	0,40	9,14
G4 - CP1-90°	368,90	210,17	13%	100,35	0,38	10,02
G4 - CP2-0°	344,75	200,19	13%	99,77	0,38	10,39
G4 - CP2-45°	368,12	205,02	12%	101,58	0,39	9,67
G4 - CP2-90°	348,25	200,11	13%	98,51	0,39	9,75
G4 - CP3-0°	356,28	200,02	13%	104,93	0,37	11,60
G4 - CP3-45°	378,16	225,10	12%	102,33	0,39	9,63
G4 - CP3-90°	365,41	200,14	13%	99,98	0,39	9,77

Os resultados obtidos através dos ensaios de tração dos materiais são satisfatórios, como já apresentado na Tabela 3. Estes não divergem significativamente entre si, destaca-se, porém, que há diferenças entre as direções de ângulos (0, 45 e 90°) ensaiados, conforme já era esperado [14]. Para os valores de limites de resistência (R<sub>m</sub>) do material G4, estes são, em média, 5% maiores do que o ST4. Já para o limite convencional de escoamento (R<sub>p0,2</sub>) ocorre o inverso, onde os valores do ST4 são, em média, 3% maiores do que o G4. Já para o coeficiente de encruamento (n) e o coeficiente de resistência (c) não apresentaram diferenças significativas, ficando ambos com valores muito próximos, com diferenças de 0,01 e 0,57 (menos de 1%), respectivamente. O Alongamento (A) do material tem um comportamento médio de somente 1% de diferença.

**Tabela 4:** Análise das médias dos valores de R<sub>m</sub>, R<sub>p0,2</sub>, A, C, n e K<sub>f0</sub> dos materiais ST4 e G4

	R <sub>m</sub> (Mpa)	R <sub>p0,2</sub> (Mpa)	A (50mm) (%)	C (Mpa)	n (-)	K <sub>f0</sub> (Mpa)
ST4	346,10	213,68	12%	100,72	0,39	9,56
G4	363,06	207,32	13%	101,29	0,38	10,21

\*Valores médios

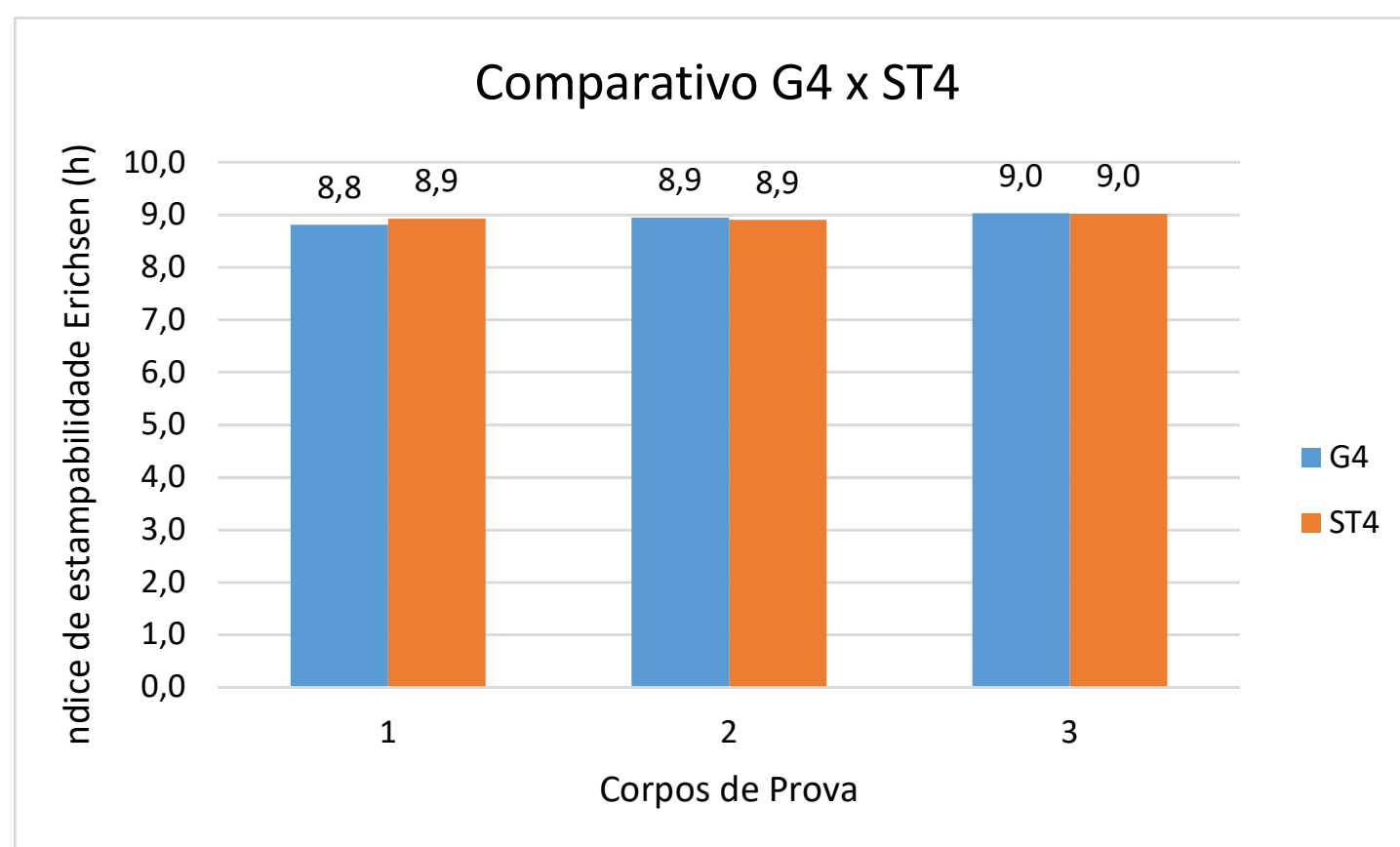
#### 4.3 Ensaio Erichsen

O Ensaio Erichsen foi realizado em três chapas de cada tipo de material, G4 e ST4, representados na Figura 6, que mostra os corpos de provas já ensaiados.

**Figura 6:** Chapas dos materiais G4 e ST4 após ensaio Erichsen

O Gráfico 6 apresenta os resultados obtidos através dos ensaios Erichsen para ambos os materiais, G4 e ST4, onde se conclui que ambos têm comportamentos idênticos.



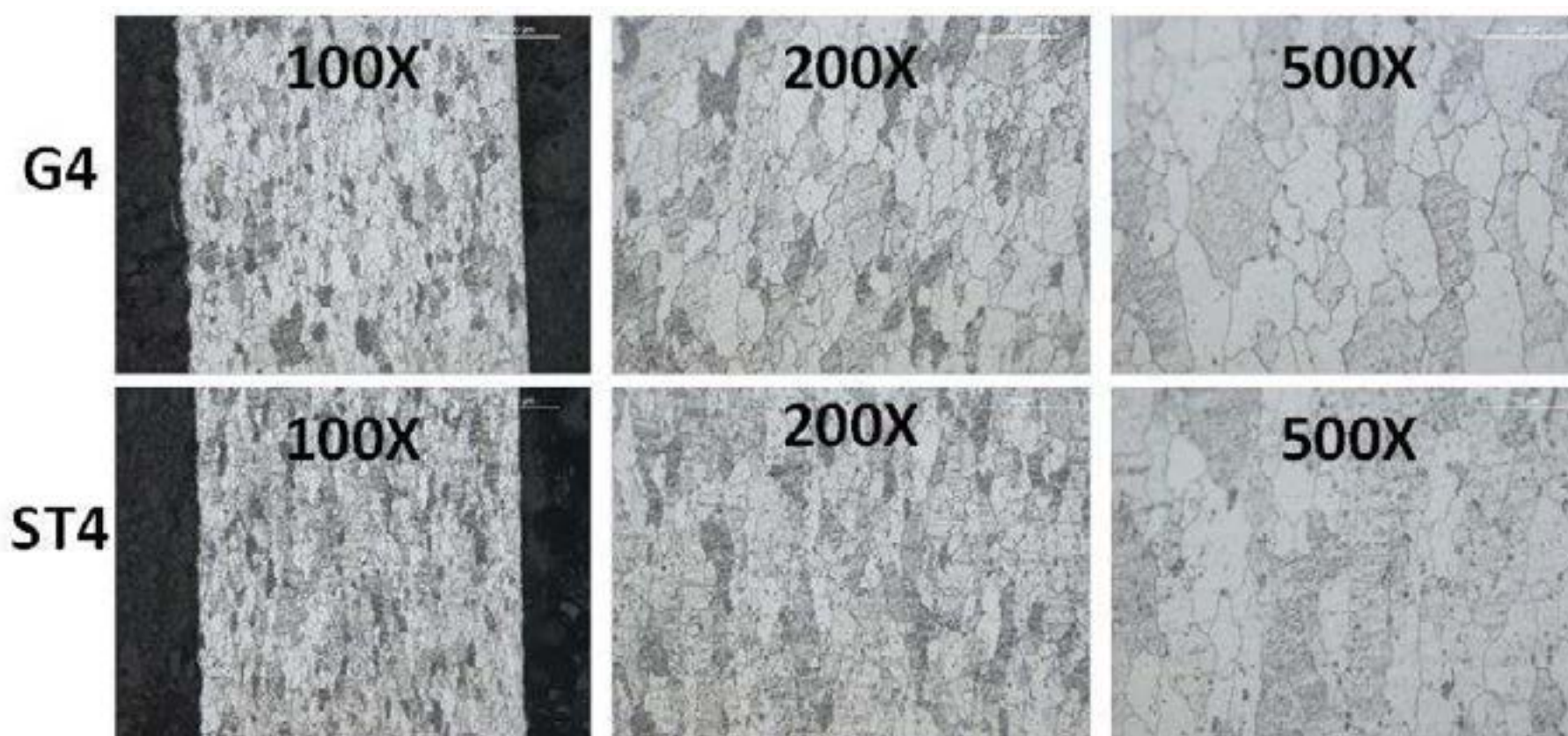


**Gráfico 6:** Resultado ensaio Erichsen materiais G4 e ST4

Para o ensaio Erichsen os resultados são satisfatórios, uma vez que estão muito próximos (na casa dos décimos) ou até mesmo idênticos. Não se pode realizar um comparativo com os valores dos fabricantes devido aos fatos: a) o fabricante do material ST4 não informou os resultados dos ensaios; b) o fabricante do material G4 informou o valor do ensaio Erichsen de 9,9, valor está acima do encontrado, porém, como não há informações do lubrificante utilizado no ensaio, este comparativo não pode ser utilizado. Utiliza-se o valor do fabricante, somente como referência.

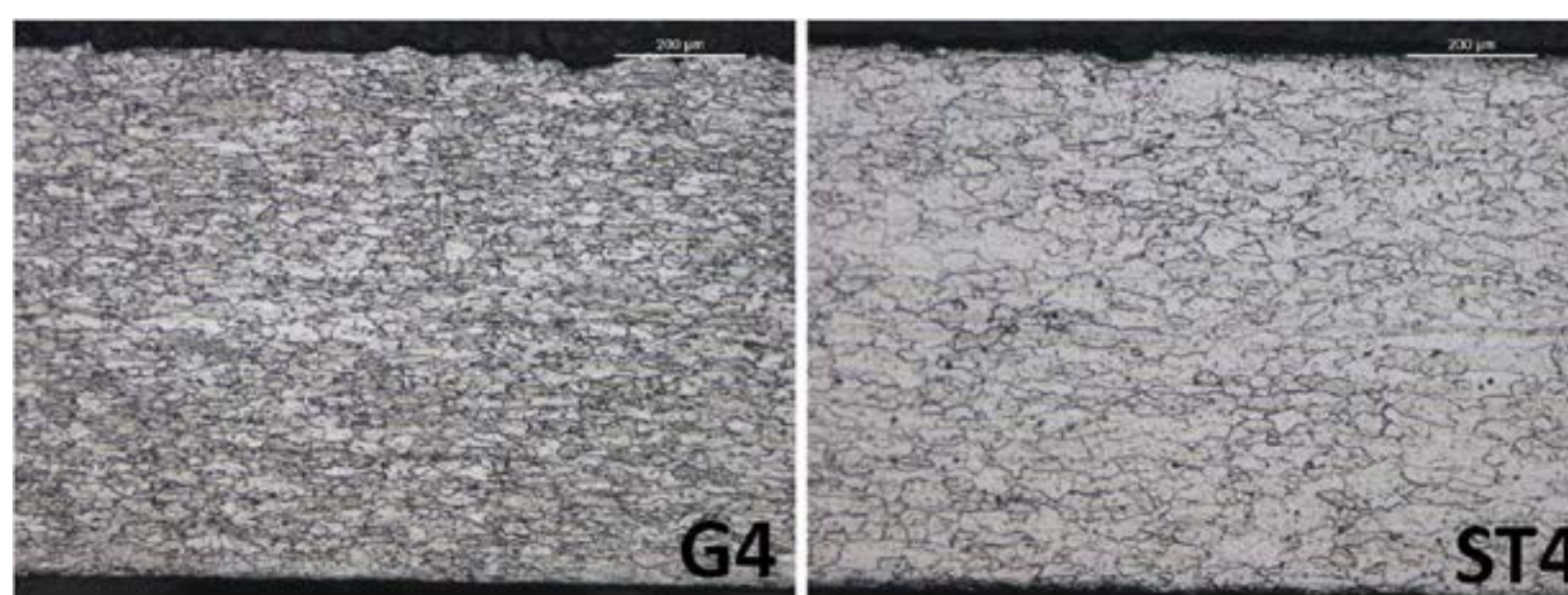
#### 4.4 Ensaio de Dureza/Metalografia/Análise Química

Em relação à microestrutura dos materiais, conforme apresentado na Figura 7, ambas são com base Perlita/Ferrita, onde se constata que não há diferenças significativas entre os materiais estudados.



**Figura 7:** Metalografia G4 e ST4 - Ampliações de 100, 200 e 500X

Foi realizada também uma análise do tamanho do grão conforme DIN 643 [7] e com ataque de picral. Conforme Figura 8, o material G4 apresenta grãos de tamanho 3, 4 e 5, na maioria grãos de tamanho 4, raramente se vê grãos 2 e 6. No material, ST4 há grãos de tamanho 2, 3 e 4, na maioria de tamanho 3, raramente se vê um grão de tamanho 5.



**Figura 8:** Comparativo de tamanho de grão entre G4 (esquerda) e ST4 (direita)



Em relação à dureza dos materiais, a Tabela 5 abaixo, apresenta os valores encontrados no ensaio de dureza. Estes são satisfatórios, uma vez que estão próximos dos valores informados pelos fabricantes de 90 (HV).

**Tabela 5:** Valores de dureza

	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Média
ST4 - Pç1	83,2	86,2	84,2	84,5
ST4 - Pç2	81,1	79,7	80,2	80,3
ST4 - Pç3	81,1	89,7	85,5	85,4
G4 - Pç1	85,9	89,7	87,5	87,7
G4 - Pç2	86,9	86,4	88,6	87,3
G4 - Pç3	82,5	88,5	84,3	85,1

\*Valores em HV10

Por fim, na Análise Química do material, os resultados são apresentados através da Tabela 6 abaixo, bem como os valores informados pelos fornecedores, no qual se pode verificar pequenas diferenças químicas, mas que não descaracterizam ambos os materiais como baixo carbono, podem assumir que são semelhantes.

**Tabela 6:** Composição Química dos materiais

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Co	Ti	Nb	W	Pb	Sb	Zn
Fornecedor	0,0300	0,0020	0,1530	0,012	0,0090	-	-	-	0,037	-	-	-	-	-	-	-	-
ST4 - CP01	0,0470	0,013	0,214	0,015	0,0066	0,028	0,013	0,0035	0,053	0,017	0,0051	<0,0005	<0,001	0,0095	0,0067	<0,001	0,0066
ST4 - CP02	0,0023	0,016	0,192	0,013	0,0078	0,0094	0,0081	0,0011	0,049	0,0082	0,0069	<0,0005	<0,001	0,01	0,0068	<0,001	0,0022
ST4 - CP03	0,027	0,015	0,214	0,014	0,0056	0,028	0,012	0,0031	0,042	0,016	0,0069	<0,0005	<0,001	0,013	0,0073	<0,001	0,0068
Fornecedor	0,0680	<0,005	<0,031	0,010	0,0130	0,021	0,027	0,0060	0,026	0,035	0,0020	0,003	0,014	0,0590	<0,010	-	0,0040
G4 - CP01	0,0180	0,016	0,192	0,014	0,009	0,0093	0,0099	0,0011	0,048	0,0083	0,006	<0,0005	<0,001	0,008	0,0064	<0,001	0,026
G4 - CP02	0,0023	0,016	0,192	0,013	0,0078	0,0094	0,0081	0,0011	0,049	0,0082	0,0069	<0,0005	<0,001	0,01	0,0068	<0,001	0,015
G4 - CP03	0,011	0,016	0,193	0,014	0,0085	0,0093	0,0096	0,0011	0,049	0,0082	0,0065	<0,0005	<0,001	0,0099	0,0067	<0,001	0,002

Para os ensaios de dureza, metalografia e análise química, têm-se estes como satisfatórios uma vez que os valores apresentados são próximos entre os materiais. Para o G4, os valores encontrados são similares, ou dentro da faixa, dos valores informados pelo fabricante, conforme já apresentado no item 4.4.

## 5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos é possível concluir que os materiais estudados, G4 e ST4, tem comportamento, em relação à estampabilidade destes, semelhantes. Esta conclusão está baseada nos seguintes fatos:

- i. Em relação ao ensaio de Anisotropia, o coeficiente de anisotropia médio ( $R_m$ ), com os valores praticamente idênticos, sendo a média entre as três chapas ensaiadas de 1,73 (G4) e 1,75 (ST4), indica que as o comportamento das tensões dos materiais tendem a serem também semelhantes. Há uma pequena diferença em relação Anisotropia Planar ( $\Delta r$ ), coeficiente de orelhamento, de 0,08 pontos, o que se pode atribuir esta diferença a diversos fatores provenientes ao processo de fabricação da chapa, tais como: temperatura de saída da laminação, temperatura de bobinamento, taxa de aquecimento, temperatura de recozimento, etc... [15].
- ii. Através do ensaio de Tração, é possível esperar, mesmo com o comportamento semelhante dos materiais, que o material ST4 possibilite um comportamento melhor, no que tange a deformação plástica, pois este apresentou um valor de limite convencional de escoamento ( $R_{p0,2}$ ) cerca de 3% maiores do que o material G4. Isso implica em uma área de deformação plástica maior, o que possibilitaria uma um encruamento no material menor, e possivelmente a ausência de trincas. Destaca-se, também a tensão de escoamento inicial ( $K_{f0}$ ), com o material ST4 sendo 6% maior que o G4, como já era esperado, pois como acima mencionado, a área de escoamento também é maior.
- iii. No ensaio Erichsen não foi possível verificar diferenças que posam validar ou invalidar qualquer hipótese, uma vez que os valores foram basicamente idênticos, diferenciando apenas 0,1 pontos, que representa 1,1% de diferença.
- iv. Com os dados obtidos nos ensaios de Dureza, o material ST4 apresentou, em média, 3 pontos (HV10), que representa, aproximadamente, 4% menor em relação ao G4. Isso indica que o material G4 tende a apresentar valores de dureza finais maiores, o que

resultaria em um comportamento com menor ductilidade e, conseqüentemente, favorecendo a formação de trincas.

- v. Na Metalografia é possível verificar estruturas bases semelhantes entre os materiais, diferenciando somente o tamanho de grãos, onde no material ST4, em sua maioria, apresenta tamanhos de grão menos refinados (2,3 e 4) o que facilitam o escorregamento dos planos cristalinos e conseqüentemente, facilita a estampabilidade do material.
- vi. Por fim, Análise Química, mostra que, entre os elementos químicos analisados, o Zinco apresenta uma concentração maior, na ordem de 270%, no material G4. A presença de Zinco promove uma adesão maior no material [13], o que pode acarretar no rompimento prematuro do material e gerar trinca.

Em vista dos fatos acima expostos, é validada à possibilidade de aplicação do material ST4 na estampagem de bucha de proteção para motores a combustão apresentada como problema neste trabalho. Espera-se que com o material ST4 não haja ocorrência de trincas, proveniente de encruamento excessivo. A validação desta hipótese deve ser realizada na prática posteriormente, pois, para a realização da estampagem em avançado, é necessária a aquisição de uma bobina de aproximadamente 600 quilos na Europa.

## 6. REFERÊNCIAS

- [1] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E415-17: Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry. Pennsylvania, 2008.
- [2] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E517-00: Standard Test Method for Plastic Strain Ratio for Sheet Metal. Pennsylvania, 2010.
- [3] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E8M-16a: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. Pennsylvania, 2016.
- [4] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT NBR 16282: Folhas e chapas de aço de baixo carbono - Determinação da anisotropia plástica e do expoente de encruamento - Método de ensaio. Rio de Janeiro, 2014.
- [5] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT NBR16281. Determinação do índice de embutimento em chapas de aço pelo método Erichsen modificado. Rio de Janeiro, 2014.
- [6] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT NBR16281: Preparação de corpos-de-prova para análise metalográfica - Procedimento. Rio de Janeiro, 1995.
- [7] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. DIN EN ISO 643. Steel - Micrographic determination of the apparent grain size. Berlin, 2003.
- [8] EUROPEAN STANDARD. EN 10002: Metallic materials; tensile testing; part 1: method of test. Brussels, 2001.
- [9] FERRARI, José Luiz. Caracterização de materiais para o processo de estampagem. 2004. 116 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio grande do Sul, Porto Alegre, 2004.
- [10] HOWSTUFFWORKS. Chainsaw. Disponível em: <<http://home.howstuffworks.com/chainsaw.htm>>. Acesso em 05 Junho 2019.
- [11] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ISO 6507-1: Metallic materials - Vickers hardness test. Part 1: Test method. Geneva, 2005.
- [12] KOLL, P.; LIMA, D.; Schaeffer, L. Estudo para descrever a obtenção da curva de escoamento do alumínio por ensaios de compressão. Revista Corte & Conformação de Metais. São Paulo, Editora Aranda, n. 28, p.74-79 Agosto. 2007.
- [13] MACHADO, A. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; SILVA, M. B. Teoria da Usinagem dos Materiais. 2. ed. Edgard Blucher, 2011
- [14] PADMANABHAN. R.; Baptista, Oliveira, A.J.; Menezes, M.C., L.F. Effect of anisotropy on the deep-drawing of mild steel and dual-phase steel tailor-welded blanks. Journal of Materials Processing Technology, v 184, p. 288–293, April. 2007. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013606009459?via%3Dihub>>. Acesso em: 01 Junho 2019.
- [15] SCHAEFFER, L.; Conformação de Chapas Metálicas. Ed. Imprensa Livre. 2004. Porto Alegre – RS.
- [16] \_\_\_\_\_; Manufatura por Conformação Mecânica: Projetar – Fabricar – Utilizar. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2016.



## 7. APÊNDICES

## Equações Anisotropia

Razão de deformação (r) $r = \frac{\varphi_2}{\varphi_3} = \frac{\ln \frac{b_1}{b_0}}{\ln \frac{s_1}{s_0}}$	Anisotropia média (r <sub>m</sub> ) $r_m = \frac{1}{4}(r_{0^\circ} + 2 * r_{45^\circ} + r_{90^\circ})$	Anisotropia Planar (Δr) $\Delta r = \frac{r_{0^\circ} + r_{90^\circ}}{2} - r_{45^\circ}$
--	---	---

## Equações Curva de Escoamento

Deformação Verdadeira (φ) $\varphi = \ln \left( \frac{l_1}{l_0} \right)$	Deformação Engenharia (ε) $\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_1}$	Deslocamento instantâneo (li) $h_i = h_0 - \Delta h_0$	Área (A) $A = l_0 \cdot e_0 \cdot c_0$
Tensão Verdadeira (k <sub>f</sub> ) $k_f = \frac{F}{A_i}$	Tensão Engenharia (σ) $\sigma = \frac{F}{A}$	Coefficiente angular (a) $a = \frac{\Delta y}{\Delta x}$	Coefficiente linear (b) $b = y_1 - a_1 x$
Área instantânea (A <sub>i</sub> ) - Determinada através da Lei da Constância de Volume. $V_f = V_i \rightarrow A_0 x l_0 = A_i x l_i \rightarrow A_i = \frac{A_0 x l_0}{l_i}$		Equação de Resistência ao Escoamento de Hollomon: $k_f = C \cdot \varphi^n$	



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRГ Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

1

## Characterization of 22MnB5 press hardened steel patch resistance spot welded with different parameters

Lara, J. A. C. <sup>(1)</sup>

Rossi, J. L. <sup>(2)</sup>

Abbade, L. <sup>(3)</sup>

Mucsi, C. S. <sup>(4)</sup>

### ABSTRACT

The new AHSS (advanced high strength steel) are specified for to decrease the mass and improve the crashworthiness of the car body structure. The 22MnB5 press hardened steel is intended for use in automotive structural and safety components since 1500 MPa tensile strength may be reached. These steels are designed to be a heat treated and then quenched during the hot stamping process but, the patch work (patch weld) technology was designed to increase productivity. The patch work and blank of 22MnB5 are joined with resistance spot weld and it is performed before the set is heated, hot-formed and cooled. This research work studies the influence of welding parameters on 22MnB5 patch weld. The microstructure of the spot welds was characterized by optical microscopy. The mechanical properties were evaluated with hardness testing and ultrasonic inspection. The ultrasonic inspection showed similar welding nugget diameters with indication of similar heat input. The welding parameters showed different hardness and microstructure at the subcritical heat affected zone (SCHAZ) zone. The welding parameters with heat treatment also showed the wider heat affected zone.

**Key words:** Resistance spot welding, 22MnB5, AHSS, patch weld, ultrasonic welding inspection.

<sup>1</sup>(1) Jose Agustín Castillo Lara, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN

<sup>2</sup>(2) Jesualdo Luiz Rossi, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares.- IPEN

<sup>3</sup>(3) Larissa Abbade, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares,- IPEN

<sup>4</sup>(4) Cristiano Stefano Mucsi, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN;



## 1. INTRODUCTION

The new AHSS (advance high strength steels) are specified to decrease the mass and improve the crashworthiness of car body structures. The 22MnB5 are intended for use in automotive structural and safety components since 1500 MPa tensile strength may be attained. These steels are designed to be heat treated and then quenched during the hot stamping process but, the patch work (patch weld) technology was designed to increase productivity. The patch work joins 22MnB5 blanks using resistance spot welding - RSW, which is performed before the patch reinforced blank is heated at full austenitization temperature, hot-formed and then cooled in the die stamping press [1]. The patch work technology efficiency is related to the resistance spot weld to keep the peak force and energy absorption [2]. However, there are few articles about the macro characteristics of the spot welded joints. Resistance spot welding is the main joining process on assembly lines and a car typically contains thousands of spot welds. The performance of the structure thus, depends not only on the steel blanks mechanical properties but also on the joining mechanical behavior.

The resistance spot welding presents some particular aspects in the case of AHSS spot welds, which are more sensitive to failure at the faying surface than conventional mild steels. Several works concluded that the fracture toughness of RSW depends on the diameter of the nugget, the thickness of the sheet, the tensile breaking load, the welding time and the current [3,4].

Nowadays, the international standards specify minimum weld nugget size required to obtain the pull out mode as following.

According to AWS D 8.9 M [5] determines the minimum weld nugget size is specified according to Equation (1):

$$D = 4 t^{0.5} \quad (1),$$

where D is the weld-nugget size and t is the thinner sheet thickness (mm).

For the Japanese JIS Z 3140:2017 [6] and German DIN - DVS 2902-3 [7] standards, the minimum required weld nugget size is specified according to Equation (2):

$$D = 5 t^{0.5} \quad (2)$$

The UHSS suffer an interfacial mode failure that occurs through nugget, mainly because of melting zone high hardness or internal shrinkage defects while the pullout failure mode occurs by complete (or partial) nugget detachment from the joined sheet. Strength and failure behavior of spot welded joints under certain loading modes have been investigated in several studies and full and partial interfacial failures (FIF and PIF, respectively) and pullout failure (PF), and round button failure modes [8]. The load-bearing capacity and energy absorption capability of those welds which fail under the overload interfacial mode is lower than those welds which fail under the overload pullout mode [9]. There are some factors associated with the failure modes in AHSS steels, in which the influence of the geometry, hardness and metallurgical phenomena generated by the welding process are highlighted. The size of the nugget directly influences the failure mode that the weld joint experiences, so the area available to support loads is a function of the nugget width, for this reason interfacial failure will occur more easily in small diameters, while larger nuggets involve partial or plug failures [10].

The welding schedules of mild steel with the same thickness follow the recommendations for high strength steels (HSS) [11]:

- Increase the electrode force by 20% or more depending on yield strength;
- Increase weld time when appropriate;
- Try a multi-pulse welding schedule (several pulses or post heating);
- Larger tip diameter and/or change the type of electrode;
- Increase the minimum weld size.

The present study evaluates the hardness and microstructure of the coupons that the residual stress have been measured in previous work [11]. The present study is aimed at investigating the welding current schedule required with same nugget diameter of AISi coated 22MnB5 PHS steels. This work also emphasizes the role played by each welding schedule in welding zones and microstructures.

## 2. MATERIAL AND METHODS

The material selected in this study was a 22MnB5 press hardening steel before hot stamping. The thicknesses of used steel sheets were 1.3 mm. Table 1 shows the nominal chemical composition of the steel 22MnB5 in the as-received condition. The microstructure of as-received 22MnB5 is composed of ferrite and a small amount of perlite. The 22MnB5 has an Al-Si metallic coating, and an intermetallic compound layer (IMC) of  $Fe_2Al_5$  resulting from diffusion during the hot dipping process, which is formed between the coated layer and the substrate [12].

Table 1. Chemical composition of the boron-manganese steel 22MnB5 grade (mass %)

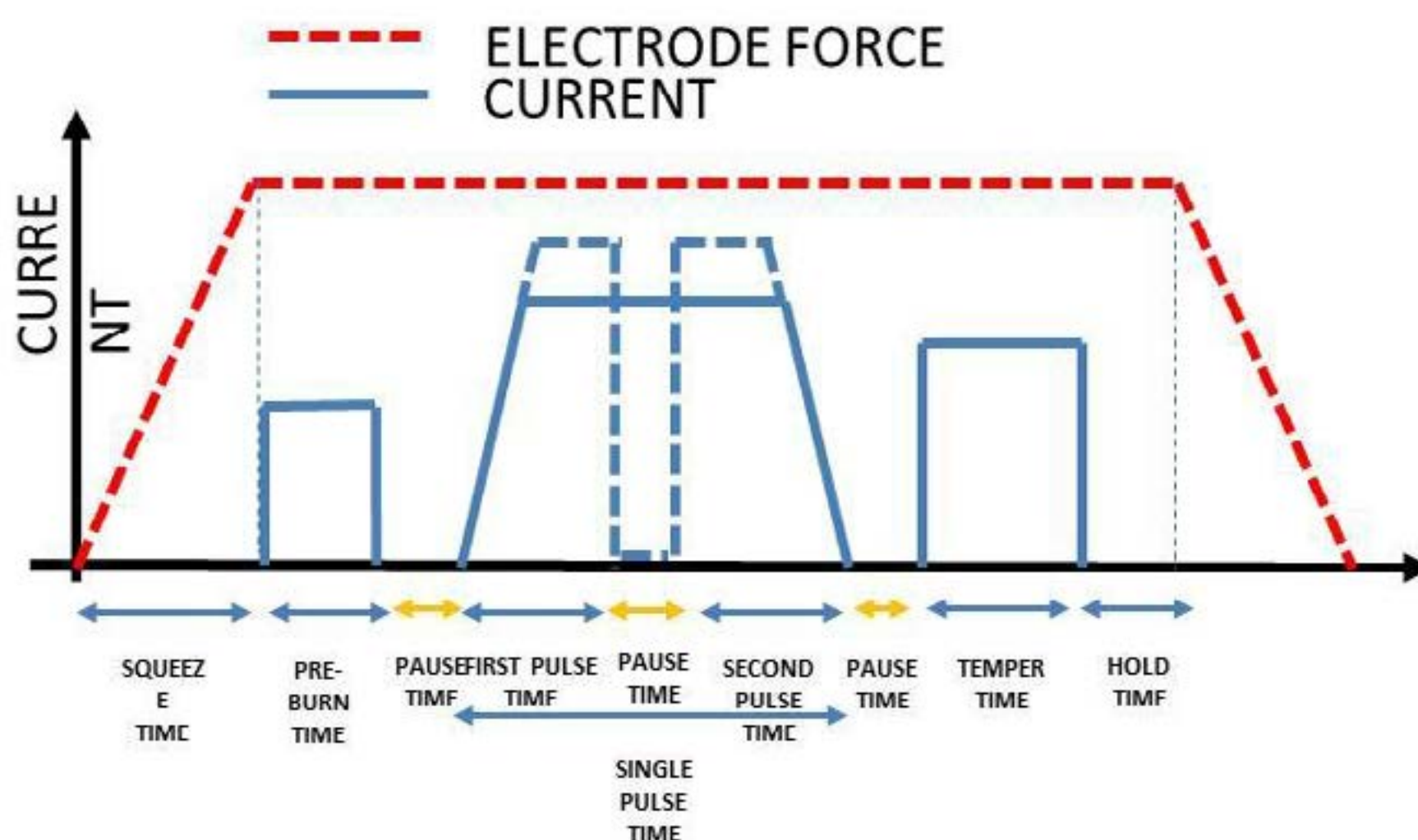
Element	Al	B	C	Cr	Mn	N	Ni	Si	Ti
Composition	0.030	0.002	0.230	0.160	1.180	0.005	0.120	0.220	0.040

The welding parameters were based on a preceding optimization of the welding process [11] detailed welding schedules are tabulated in Table 2 and Figure 1. The welds were performed on a “C” gun type medium frequency, dc inverter spot welder with Cu-Cr dome radius type electrode (ISO 5821-2009) [13] under a constant water cooling rate of  $6 \text{ L min}^{-1}$ . In order to evaluate the nugget diameter accurately, a resistance spot welding ultrasonic inspection analyzer TESSONIC was used to verify the resistance spot welds diameter and soundness. The spot welds were cross-sectioned, mounted in baquelite, polished with sandpaper grits P220, P400, P600 and P1200, and final polishing using diamond paste  $6 \mu\text{m}$  and  $1 \mu\text{m}$ , and finally etched with Lepera reagent. The microstructures were observed using optical microscopy and micro hardness measurements were taken on the cross-section of spot welds at fusion zone (FZ), upper critical heat affected zone (UCHAZ), inter critical heat affected zone (ICHAZ), subcritical heat affected zone (SCHAZ) and base metal (BM) using a micro Vickers hardness tester (Taylor) at an applied load of 500 g and a dwelling time of 10 s.

Table 2. Resistance spot welding parameters used for the present work

TEST	Welding parameters									
	Pre-Burn		Welding				Heat Treatment		Hold	Pressure
	Current (KA)	Time (ms)	Ramp up (ms)	Pulse	Current (KA)	Time (ms)	Current (KA)	Time (ms)	Time (ms)	KN
6	7	100	50	NA	8,5	400	NA	NA	225	3
11	7	100	50	2	9,5	200	NA	NA	225	3
14	7	100	50	2	9,3	200	8	120	225	3

Figure 1. The welding schedule of the resistance spot welding parameters P6, P11 and P14

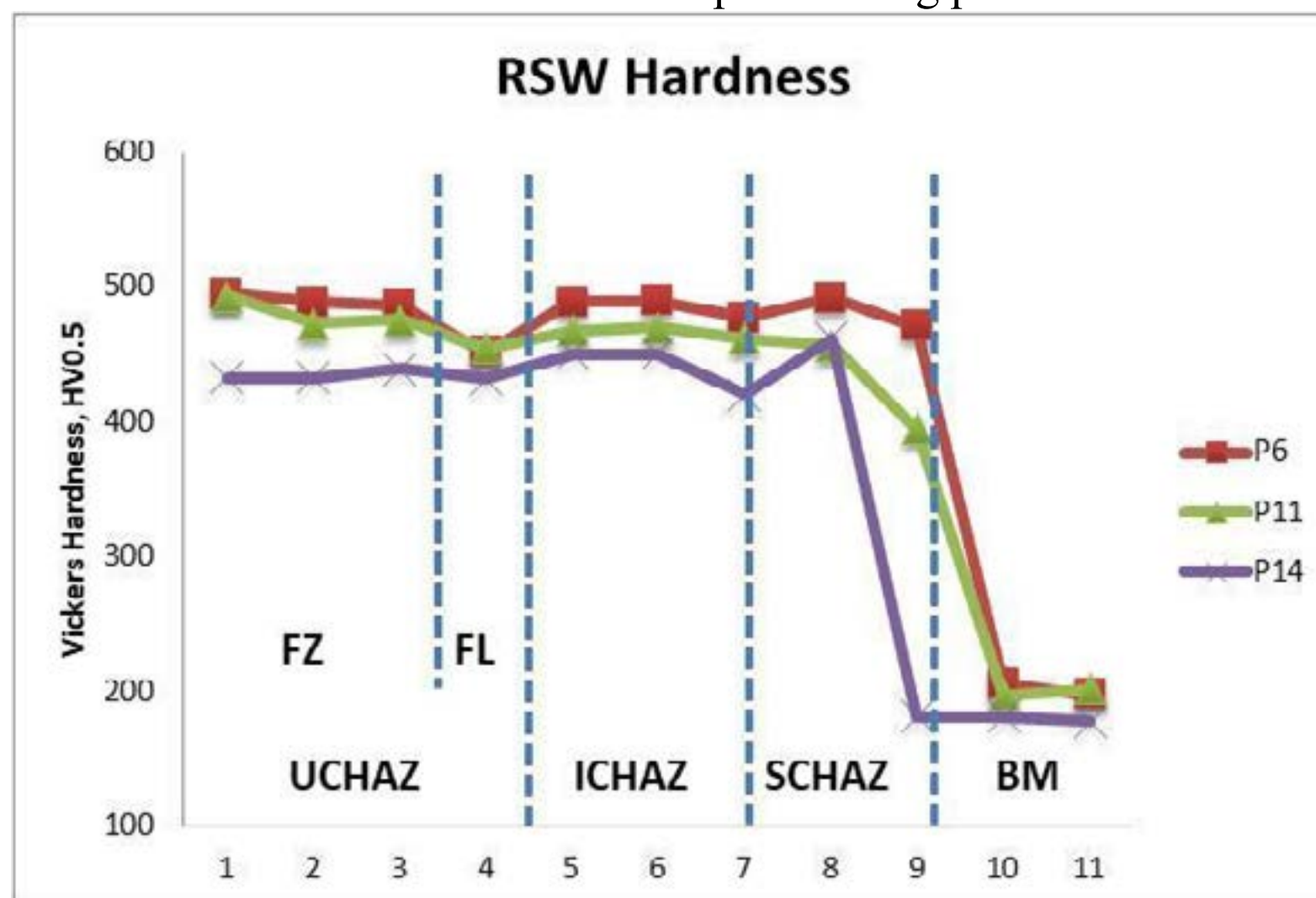




### 3. RESULTS AND DISCUSSION

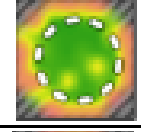
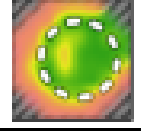
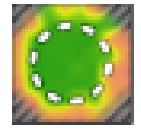
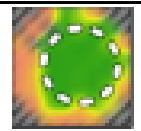
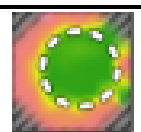
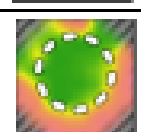
An ultrasonic inspection was performed in order to verify the weld nugget diameter attained by the resistance spot welding parameters schedule. The different welding parameters produced a welding nugget diameter with similar dimensions allowed the comparison of the mechanical properties through microhardness results (see Figure 2). The welding schedule P6 without pulse and heat treatment showed same level of microhardness across the resistance spot welding zones. The welding schedule P11 with pulse and without heat treatment and P14 with pulse and with heat treatment and showed reduction of microhardness at the subcritical heat affected zone the resistance spot welding zones near to the base metal (BM). The welding schedule P14 with pulse and with heat treatment showed the greater hardness reduction.

Figure 2. The microhardness results of the resistance spot welding parameters schedule P6, P11 and P14



The ultrasonic inspections were performed on both sides of the welding nugget in order to measure the nugget diameter and indentation produced by the electrode. The results showed higher indentation and less fusion at the side of the moving electrode. The Table 3 shows the ultrasonic non-destructive inspection results in the resistance spot welding parameter schedule P6, P11 and P14 different welding nuggets. The ultrasonic inspection of the resistance spot welding parameter schedule showed expulsion of the Al-Si coating around the welding nugget. The ultrasonic inspection of the resistance spot welding parameter schedule P6 showed an internal discontinuity.

Table 3. The ultrasonic non-destructive inspection results of the resistance spot welding parameters schedule P6, P11 and P14

<b>RSW</b>	<b>Welding Nugget side</b>	<b>C-Scan</b>	<b>Nugget Diameter (mm)</b>	<b>Indentation (mm)</b>
<b>P6</b>	<b>Stationary electrode</b>		<b>6,75</b>	<b>0,23</b>
	<b>Moving electrode</b>		<b>6,34</b>	<b>0,25</b>
<b>P11</b>	<b>Stationary electrode</b>		<b>6,29</b>	<b>0,29</b>
	<b>Moving electrode</b>		<b>6,19</b>	<b>0,31</b>
<b>P14</b>	<b>Stationary electrode</b>		<b>6,25</b>	<b>0,15</b>
	<b>Moving electrode</b>		<b>6,13</b>	<b>0,18</b>

RSW- Resistance spot welding

Microstructure has changed from as-received condition to the FZ depending on the thermal gradient experienced during resistance spot welding parameter. Five distinct zones could be observed in the post-welded zones, which were categorized as: 22MnB5 base metal (BM); subcritical HAZ (SCHA); intercritical HAZ (ICHA); upper critical HAZ (UCHAZ); fusion line (FL); and fusion zone (FZ) [17]. The microstructure observed according to welding parameters P6, P11 and P14 are shown in Figure 3 to 5.



Figure3. This figure shows the half cross section with different welding areas: a) FZ; b) FL; c) UCHAZ; d) ICHAZ; e) SCHAZ and f) BM

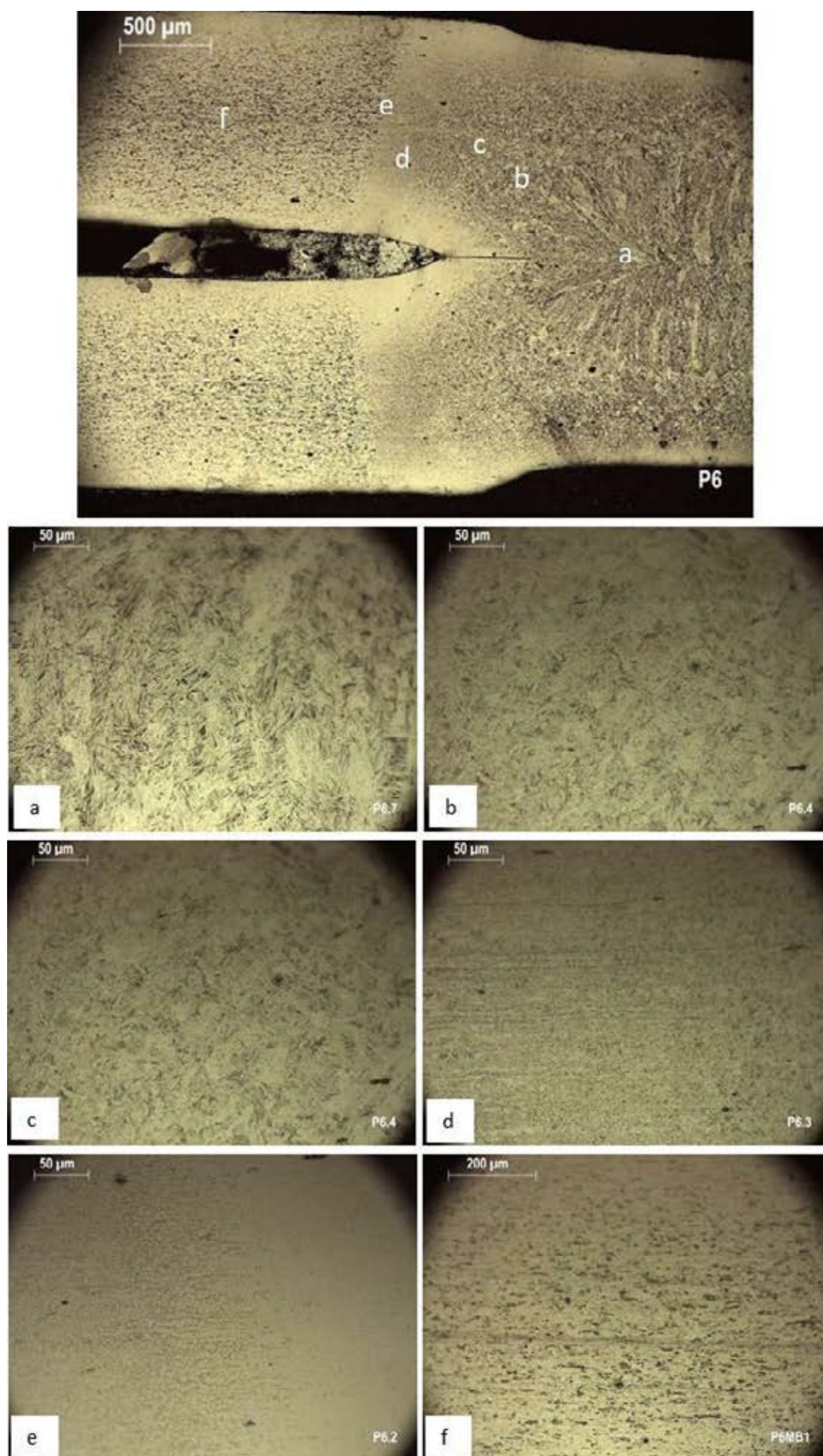




Figure4. This figure shows the half cross section with different welding areas: a) FZ; b) FL; c) UCHAZ; d1) and d2) ICHAZ; e) SCHAZ and f) BM

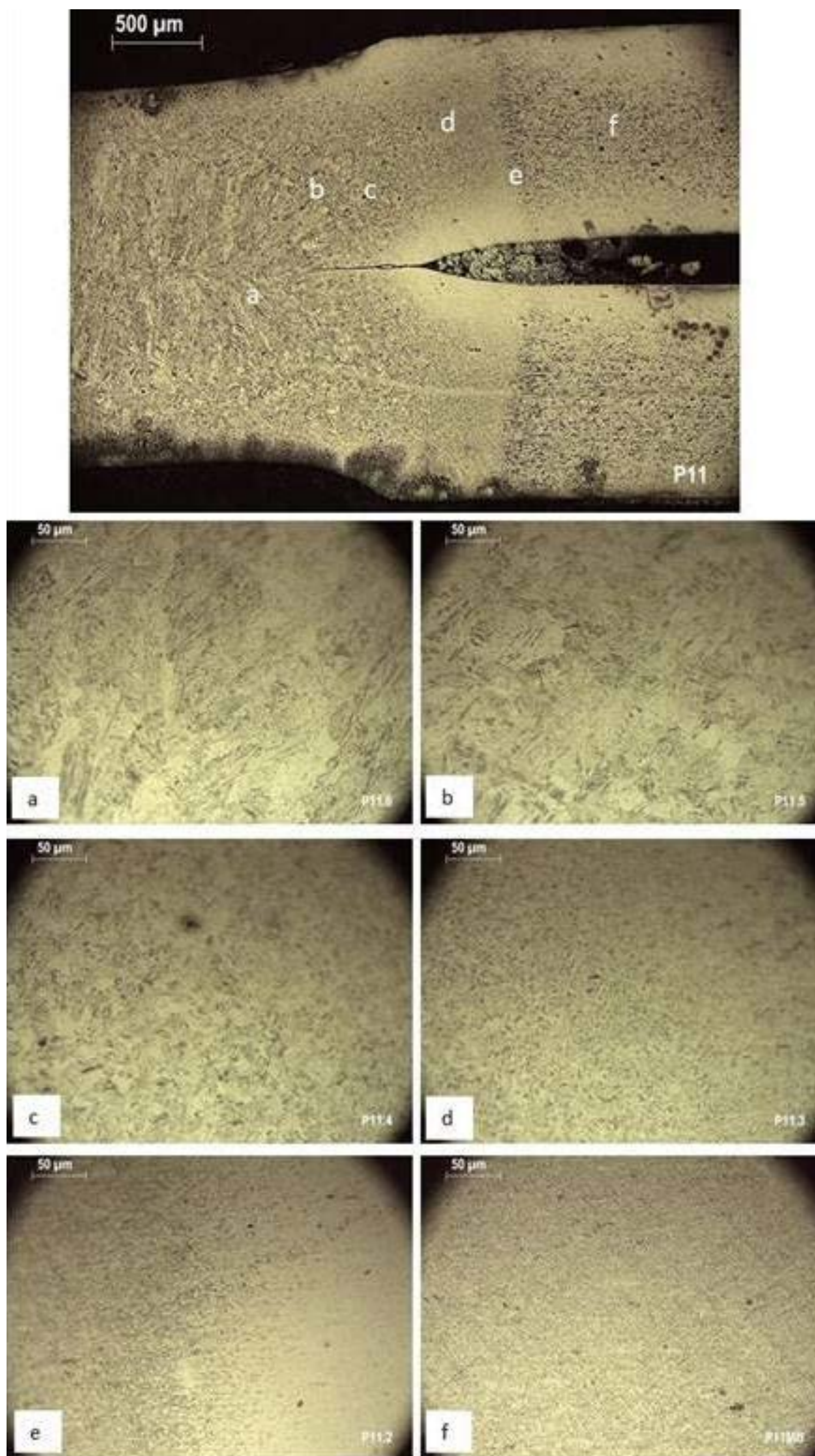
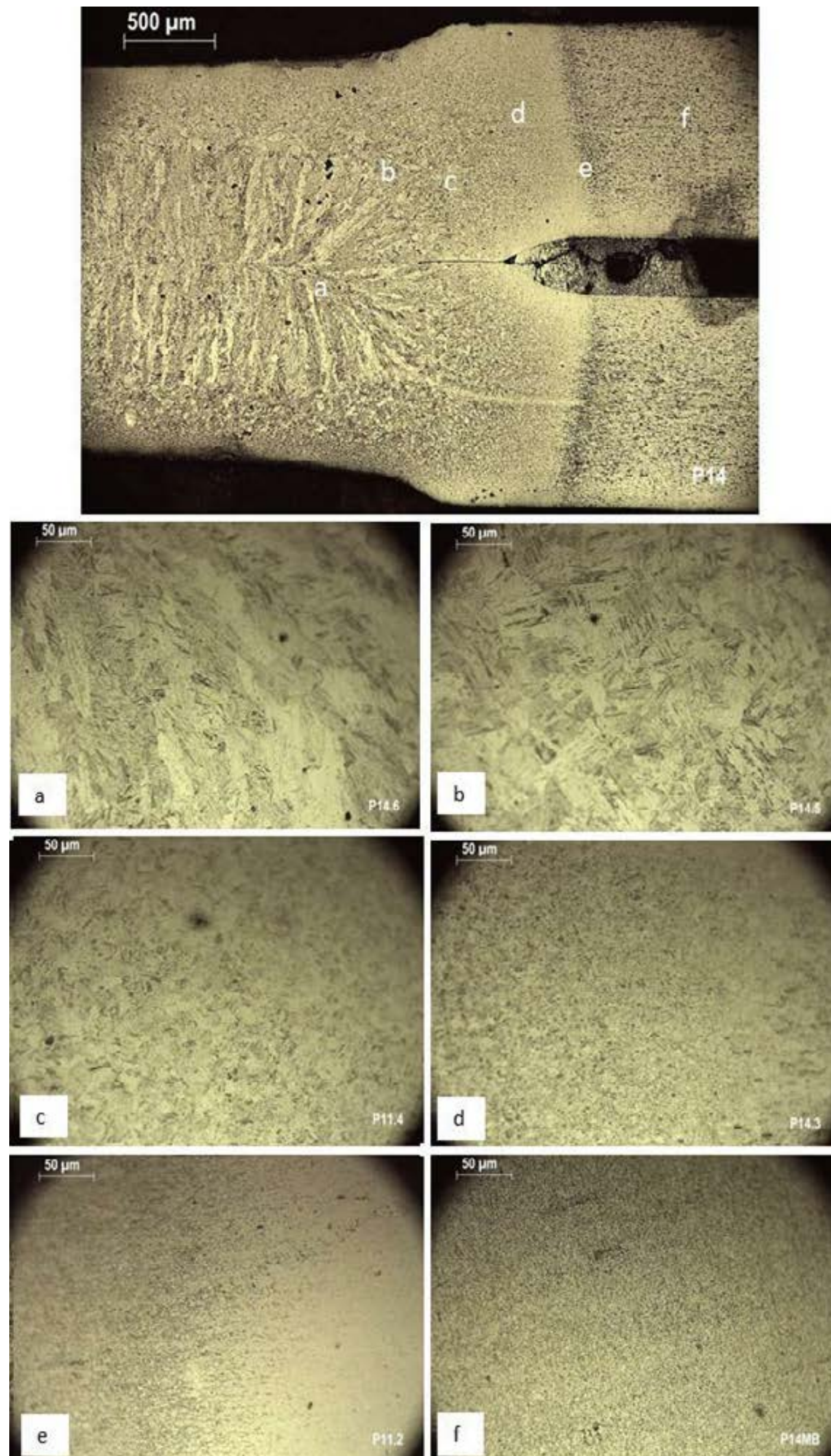




Figure 5. This figure shows the half cross section with different welding areas: a) FZ; b) FL; c) UCHAZ; d1) and d2) ICHAZ; e) SCHAZ and f) BM



The base metal BM consists of typical ferrite and perlite for both base metal welded (zone identified with an “f”). The transition zone was formed between BM and HAZ, which referred to the SCHAZ (zone “e”), and it is clearly visible as a black shade in the half section of the weld nugget. In the SCHAZ, microstructure experienced temperature below to the  $A_{c1}$  temperature line, and the BM ferrite and cementite microstructure and resistance spot welding parameters with pulse and post heat treatment showed a hardness reduction in this area. The cooling cycle of the welding schedule leads the precipitation of carbides. The next zone to the SCHAZ is called ICHAZ (zone “d”), where the



temperature reached between the temperature of  $Ac_1$  and  $Ac_3$  line, and austenite phase is formed along the prior austenite grain boundary; austenite phase is transformed into martensitic and/or bainite upon cooling till room temperature. The zone beside the ICHAZ is the UCHAZ (zone “c”), where the temperature is well above the  $Ac_3$  temperature line called fusion line (zone “b”); therefore, complete austenitization occurred. Full austenitized microstructure was retransformed into martensitic structure due to the high cooling rate involved in the RSW process include FL and the FZ (zone “a”).

#### 4. CONCLUSION

On the basis of the experimental results, the following conclusions can be drawn. The resistance spot welding parameters scheduled for 22MnB5 patchwork (patch weld) presented softening as the others AHSS. The softening at the HAZ was related with the welding parameters schedule. The resistance spot welding schedule showed a microhardness reduction and it was located at the SCHAZ close to the base metal. The resistance spot welding schedule P11 and P14 with pulse result in microhardness reduction at the SCHAZ. Different resistance spot welding parameter can produce similar welding nugget with same pullout failure.

**Acknowledgments:** The authors acknowledge the National Council for Scientific and Technological Development - CNPq for awarding a scholarship to Abbade, L.

#### References

- [1] Larsson JK, Lundgren J, Asbjörnsson E, Andersson H. Extensive introduction of ultra high strength steels sets new standards for welding in body shops. *Welding in the World*. May 2009;53(5-6): 4-14. DOI: 10.1007/BF03266709
- [2] Billur E (Ed.). *Hot stamping of ultra high strength steels: from a technological and business perspective*. Springer International Publishing, 2019, 245 p. DOI: 10.1007/978-3-319-98870-2
- [3] Ma C, Chen DL, Bhole SD, Boudreau G, Lee A, Birro E. Microstructure and fracture characteristics of spot welded DP600 steel. *Materials Science and Engineering: A*. June 2008;485(1-2): 334-346.
- [4] Marya M, Gayden X. Development of requirement for Resistance Spot Welding Dual-Phase (DP600) Steels Part 1-The cause of interfacial fracture. *Welding Journal*. November 2005;84(11): 172-s-185-s.
- [5] AWS D 8.9 M. Recommended practices for test methods for evaluating the resistance spot welding behavior of automotive sheet steel materials. Third Ed. American Welding Society (AWS), Miami, FL, USA, 2012.
- [6] JIS Z 3140:2017. Method of inspection and acceptance levels for resistance spot welds (Foreign Standard). Japanese Industrial Standard JIS 2017.
- [7] DIN - DVS 2902-3 Resistance spot welding of steels of an individual thickness of up to 3 mm; design and calculation. DIN 1991.
- [8] Chao YJ. Ultimate strength and failure mechanism of resistance spot weld subjected to tensile, shear, or combined tensile / shear loads. *Journal of Engineering Materials and Technology*. April 2003;125(2): 125-132.
- [9] Pouranvari M, Seyed MM. On the failure mode of M130 martensitic steel resistance spot welds. *Materiali in Technologije*. 2013;47(6): 771-776.
- [10] Pouranvari M, Asgari HR, Mosavizadch SM, Marashi PH, Goodarzi M. Effect of weld nugget size on overload failure mode of resistance spot welds. *Sci. Technol., Weld J* 2007;12:217–25
- [11] Zhang H, Senkara J. *Resistance welding: fundamentals and applications*. 2nd Edition, Chapters 1-7, CRC Press, UK, 2017, 456 p.
- [12] Saha D, Ji C, Park Y. Coating behavior and nugget formation during RSW. *Science and Technology of Welding & Joining*. September 2015;20(8): 708-720. DOI: 10.1179/1362171815Y.0000000054
- [13] ISO 5821-2009. Resistance welding - spot welding electrode caps. International Organization for Standardization ISO, Geneva, Switzerland, 2009.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Avaliação do desempenho em fadiga das ligas de alumínio 5052H32 e 3104H34

*Evaluation of aluminum alloys 5052H32 and 3104H34 in fatigue performance*

Kleber Bianchi <sup>(1)</sup>

Diego Tolotti <sup>(2)</sup>

Rodrigo Limberger <sup>(3)</sup>

Daniela Bertol <sup>(4)</sup>

João Henrique Corrêa de Souza <sup>(5)</sup>

### RESUMO

O setor automotivo tem constantemente avaliado a possibilidade de substituir materiais estruturais, com o intuito de atender às atuais demandas relacionadas à preservação ambiental e redução de massa, visando estruturas mais leves e materiais recicláveis. Tais aspectos são plenamente contemplados por várias ligas de Alumínio, material que apresenta características mecânicas notáveis, dentre as quais se destaca a elevada tenacidade à fratura, responsável pela retenção à propagação de trincas de fadiga, principal modo de falha das estruturas e componentes veiculares. Contudo, o fenômeno da fadiga é intrinsecamente multifatorial e, portanto, fatores como o nível de estiramento sofrido pelo material em sua fabricação e a presença dispersa de microtrincas decorrentes do processo, bem como aspectos microestruturais diversos (granulometria e presença de precipitados e inclusões), são responsáveis por uma grande dispersão de resultados nos ensaios sob carga dinâmica. Portanto, para viabilizar o emprego de diferentes ligas de alumínio, os fatores mais relevantes para o desempenho em fadiga devem ser compreendidos. O presente trabalho mostra os resultados de testes de fadiga em corpos de prova de duas ligas de Alumínio: 5052H32 e 3104H34, as quais sofrem processos de produção semelhantes e apresentam resistência mecânica de mesma ordem. As frequências de ensaio foram 10, 12 e 15 Hz e a faixa de carga de tração  $R = F_{\min}/F_{\max} = 0,1$ . A liga 5052H32 apresentou desempenho em fadiga levemente superior e dispersão levemente inferior à liga 3104H34. Ao longo dos ensaios foi observado certo alongamento dos corpos de prova, fenômeno mais saliente no caso da liga 3104H34. Este comportamento é confrontado com a capacidade de encruamento apresentada pelas ligas, obtida pela relação de Ramberg-Osgood. Resultados preliminares indicam que o desempenho em fadiga é muito semelhante nas duas ligas examinadas, e que a direção da carga em relação ao sentido de laminação não é relevante.

**Palavras-chave** — 3104H34, 5052H32, fadiga.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

22<sup>a</sup> Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## DESENVOLVIMENTO DE METODOLOGIA PARA A AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA CONTROLADA POR DEFORMAÇÃO DE AÇOS PARA A INDÚSTRIA AUTOMOTIVA

Wolff, Marco Antonio <sup>(1)</sup>

Melo, Túlio Magno Fuzessy <sup>(2)</sup>

Souza, Nívia Lelis <sup>(3)</sup>

### RESUMO

Embora grande parte dos estudos de fadiga esteja relacionado com condições de carregamento que levam os componentes a suportar mais de  $10^4$  de ciclos, é crescente o interesse nas falhas que ocorrem sob tensões relativamente altas e com baixo número de ciclos. Nestes casos, dados de fadiga baseados em deformações são mais confiáveis que os baseados nos diagramas de Wöhler. Assim sendo, visando ao desenvolvimento de uma metodologia para a avaliação da resistência à fadiga de baixo ciclo controlada por deformação de aços para a indústria automotiva, foram realizados ensaios de acordo com a norma ISO 12106, com carregamento totalmente reversível ( $R=-1$ ). Apesar de consolidados em norma, estes ensaios apresentam sérias limitações quanto à flambagem prematura dos corpos de prova, quando confeccionados a partir de aços de baixa espessura. Utilizando-se um dispositivo anti-flambagem foi possível realizar o levantamento das curvas de fadiga de aços das qualidades DP600 e HSLA340, com 2,2 mm e 2,0 mm de espessura, respectivamente. Considera-se, portanto, factível a avaliação da resistência à fadiga controlada por deformação de aços para a indústria automotiva segundo a norma.

**Palavras-Chave:** Fadiga Controlada por Deformação; Aços; Indústria Automotiva.

### 1. INTRODUÇÃO

A caracterização à fadiga dos aços teve início com a elaboração dos diagramas de Wöhler, ou curvas S-N, que vêm sendo utilizadas nos projetos de engenharia desde que foram publicadas, em 1860 [1,2]. Estas curvas são uma ferramenta simples de apresentar os dados experimentais de fadiga, que tem o número de ciclos observado até a falha (N) como abscissa e a amplitude de tensão de engenharia (S) como ordenada. Entretanto, as curvas S-N não consideram de forma explícita os

<sup>(1)</sup> Eng. Mecânico, M.Sc., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento - Usiminas, MG.

<sup>(2)</sup> Eng. Mecânico, Dr - Ing., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento - Usiminas, MG.

<sup>(3)</sup> Técnica Metalúrgica, Centro de Pesquisa e Desenvolvimento - Usiminas, MG.



efeitos plásticos cíclicos localizados, eventualmente presentes nas raízes dos entalhes, tornando-as adequadas somente para a previsão da vida em fadiga de alto ciclo ( $N > 10^4$ ), que ocorre sob tensões relativamente baixas (essencialmente elásticas) [3].

Embora os estudos de fadiga estejam historicamente relacionados com condições de carregamento que levam os componentes a suportar mais de  $10^4$  de ciclos, é crescente o interesse nas falhas por fadiga que ocorrem sob tensões relativamente altas e com baixo número de ciclos [4]. Estas são as condições de sobrecarga a que determinadas estruturas são submetidas e que consomem boa parte de sua vida à fadiga, como por exemplo, veículos ao trafegarem por estradas mal conservadas ou vibrações passando pela frequência natural. Nestes casos, dados de fadiga e modelos de dano acumulado baseados em deformações são mais confiáveis que os baseados nos diagramas de Wöhler. A fadiga controlada por deformação também é essencial para entender a nucleação de trincas, que envolve escoamento e deformação plástica, difícil de ser modelada adequadamente em uma aproximação baseada em tensões [3].

Os ensaios de fadiga controlados por deformação ( $\epsilon$ -N), ou de baixo ciclo ( $N < 10^4$  ciclos), consistem na aplicação de esforços cíclicos com amplitude de deformação constante até que ocorra a falha do material. O parâmetro controlado durante os ensaios é a amplitude de deformação, mantida constante por meio de extensômetros. Na fadiga de baixo ciclo os corpos de prova são submetidos a tensões mais elevadas, geralmente acima do limite de escoamento, na região elastoplástica do material. Nestes casos ocorre a formação de laços de histerese a cada reversão no carregamento, que podem ser modificados por fenômenos de amaciamento ou de endurecimento cíclicos, característicos de cada aço.

Quando comparados aos ensaios controlados por tensão, os ensaios controlados por deformação trazem a vantagem de fornecer todas as propriedades de fadiga de baixo e alto ciclo referentes a um material, como os expoentes de Basquin e de Coffin & Manson, de resistência à fadiga, de ductilidade à fadiga, de encruamento cíclico e de resistência cíclico [5]. Entretanto, estes ensaios apresentam sérias limitações quanto à flambagem prematura dos corpos de prova, quando confeccionados a partir de aços de baixa espessura, tais como os aços empregados na indústria automotiva.

Neste contexto, o presente estudo teve por objetivo o desenvolvimento de uma metodologia que permitisse avaliar a resistência à fadiga controlada por deformação de aços de baixa espessura destinados à indústria automotiva, tendo como referência a norma ISO 12106 [6]. O estudo contemplou a caracterização mecânica de aços das qualidades DP600 e HSLA340, a realização de ensaios físicos de fadiga e a manipulação matemática dos dados obtidos, a fim de levantar os parâmetros de fadiga controlada por deformação dos materiais.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Materiais

Foram selecionados para a realização do estudo aços das classes DP600 (2,2 mm de espessura) e HSLA340 (2,0 mm de espessura), ambos laminados a frio, recozidos e galvanizados pelo processo de imersão a quente (HDG-GI). As propriedades mecânicas destes aços, obtidas segundo a norma ASTM A370 [7], são mostradas na tabela 1.

**Tabela 1.** Propriedades mecânicas em tração dos aços utilizados no estudo, obtidas segundo a norma ASTM A370 em corpos de prova *sheet type* com base de medida para alongamento de 50 mm.

Aço	Direção <sup>(I)</sup>	LE (MPa)	LR (MPa)	Al <sub>uniforme</sub> (%)	Al <sub>total</sub> (%)	n <sub>10%-eu</sub>	r <sub>15%</sub>	$\bar{r}$	$\Delta r$
DP600	0°	363	564	18,4	30,0	0,180	0,693	0,935	-0,264
HSLA340	0°	400	486	15,9	28,2	0,155	0,719	1,051	-0,261

LE: limite de escoamento; LR: limite de resistência; Al: alongamento; n: coeficiente de encruamento.

r: coeficiente de anisotropia;  $\bar{r}$ : anisotropia normal;  $\Delta r$ : anisotropia planar.

(I) Orientação do comprimento dos corpos de prova em relação à direção de laminação.

## 2.2. Fundamentação teórica

Por meio do estudo das curvas S-N de Wöhler em escala bi-logarítmica, Basquin (1910) [5] desenvolveu uma equação algébrica empírica que estabelece a relação entre a amplitude de tensão ( $\sigma_a$ ), o número de ciclos para a fratura ( $N_f$ ) e constantes do material, como demonstra a equação (1).

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (1)$$

onde  $\sigma'_f$  é o coeficiente de resistência à fadiga (que corresponde à amplitude de tensão quando  $2N_f=1$ , ou seja, com um ciclo de carregamento) e  $b$  é o expoente de Basquin.

Sabendo que a amplitude de deformação elástica é dada pela equação (2), a equação de Basquin pode ser reescrita como mostra a equação (3):

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_a}{E} \quad (2)$$

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad (3)$$

onde  $\Delta \varepsilon_e/2$  é a amplitude de deformação elástica e  $E$  é o módulo de elasticidade do material, calculado a partir dos dados de tensão e deformação elástica do primeiro  $\frac{1}{4}$  de ciclo de carregamento de cada ensaio de fadiga.

A partir dos anos 50, após a compreensão dos ciclos de histerese desenvolvidos nos materiais sujeitos a carregamentos elastoplásticos cíclicos, verificou-se que a deformação plástica desempenha um papel importante na previsão da resistência à fadiga. Manson (1953) e Coffin (1954) [5], trabalhando independentemente, concluíram que as curvas de deformação plástica vs. número de ciclos ( $\varepsilon$ -N) também poderiam ser linearizadas em coordenadas logarítmicas, sugerindo a seguinte relação:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (4)$$

onde  $\Delta \varepsilon_p/2$  é a amplitude de deformação plástica,  $N_f$  é o número de ciclos para a falha,  $\varepsilon'_f$  é o coeficiente de ductilidade cíclica (que corresponde à amplitude de deformação plástica quando  $2N_f=1$ ) e  $c$  é o expoente de ductilidade cíclica.

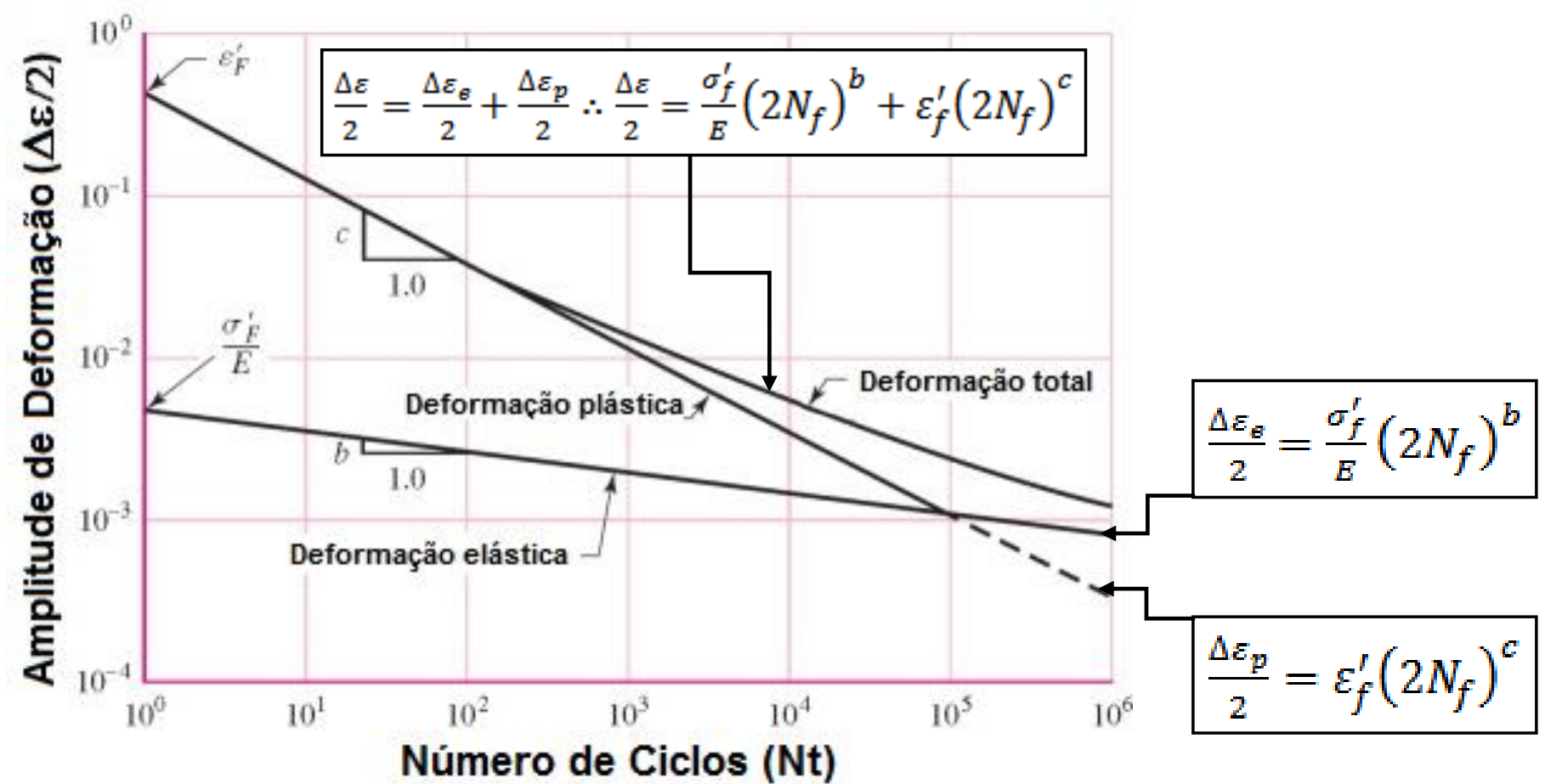
A partir das equações propostas por Basquin e por Coffin & Manson é possível estabelecer uma equação que relaciona o intervalo de deformação total com o número de ciclos até a falha do material, dada por:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \therefore \frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (5)$$

onde a primeira parcela da equação é responsável pela porção elástica e a segunda parcela pela porção plástica do processo de fadiga.

Na figura 1 é ilustrada uma curva de fadiga de baixo ciclo ( $\varepsilon$ -N), obtida a partir de ensaios realizados com amplitude de deformação constante. O gráfico é composto por uma reta referente à parcela elástica da deformação (aproximada pela equação (3)), uma reta referente à parcela plástica da deformação (ajustada pela equação (4)) e uma curva referente à deformação total, resultado da soma das duas anteriores (equação (5)). Nota-se que para um número de ciclos mais baixo a vida em fadiga é afetada predominantemente pela componente de deformação plástica, que apresenta grandes amplitudes de deformação. Para um número de ciclos mais elevado, a vida em fadiga é afetada principalmente pela componente de deformação elástica, cuja amplitude de deformação ultrapassa a deformação plástica. O número de ciclos ( $N_t$ ) onde as curvas de deformação elástica e plástica se cruzam determina a transição da vida em fadiga do material, de baixo ciclo para alto ciclo. Este ponto é determinado pela equação (7), obtida igualando-se os termos de deformação elástica e plástica do gráfico, como mostra a equação (6).





**Figura 1:** Gráfico em escala bilogarítmica ilustrando as parcelas de deformação elástica, plástica e total da vida em fadiga de um determinado material em função do número de ciclos (curva  $\varepsilon$ -N) [5].

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \therefore \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (6)$$

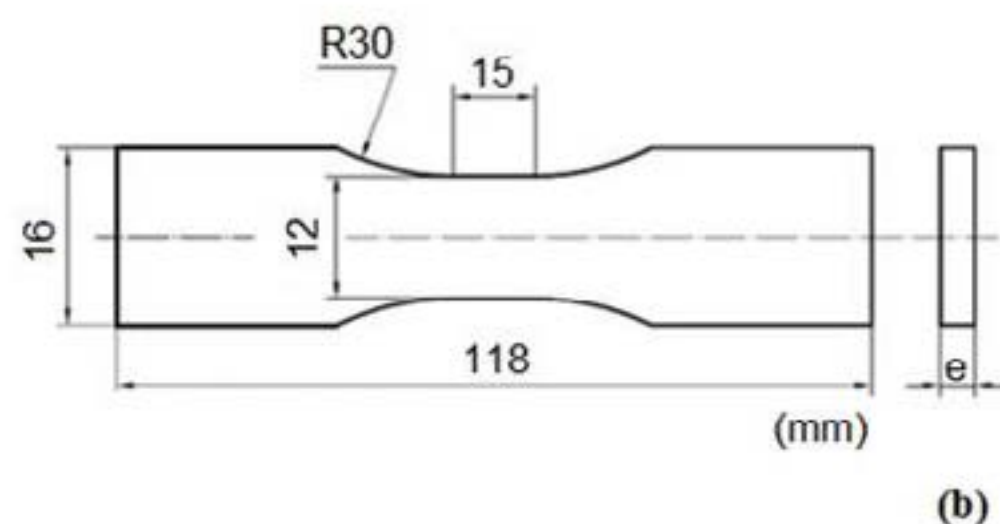
Isolando o número de ciclos tem-se:

$$2N_t = \left( \frac{\varepsilon'_f E}{\sigma'_f} \right)^{\frac{1}{b-c}} \quad (7)$$

onde  $N_t$  é o número de ciclos que determina a transição entre a fadiga de baixo ciclo e a fadiga de alto ciclo.

### 2.3. Ensaios de fadiga

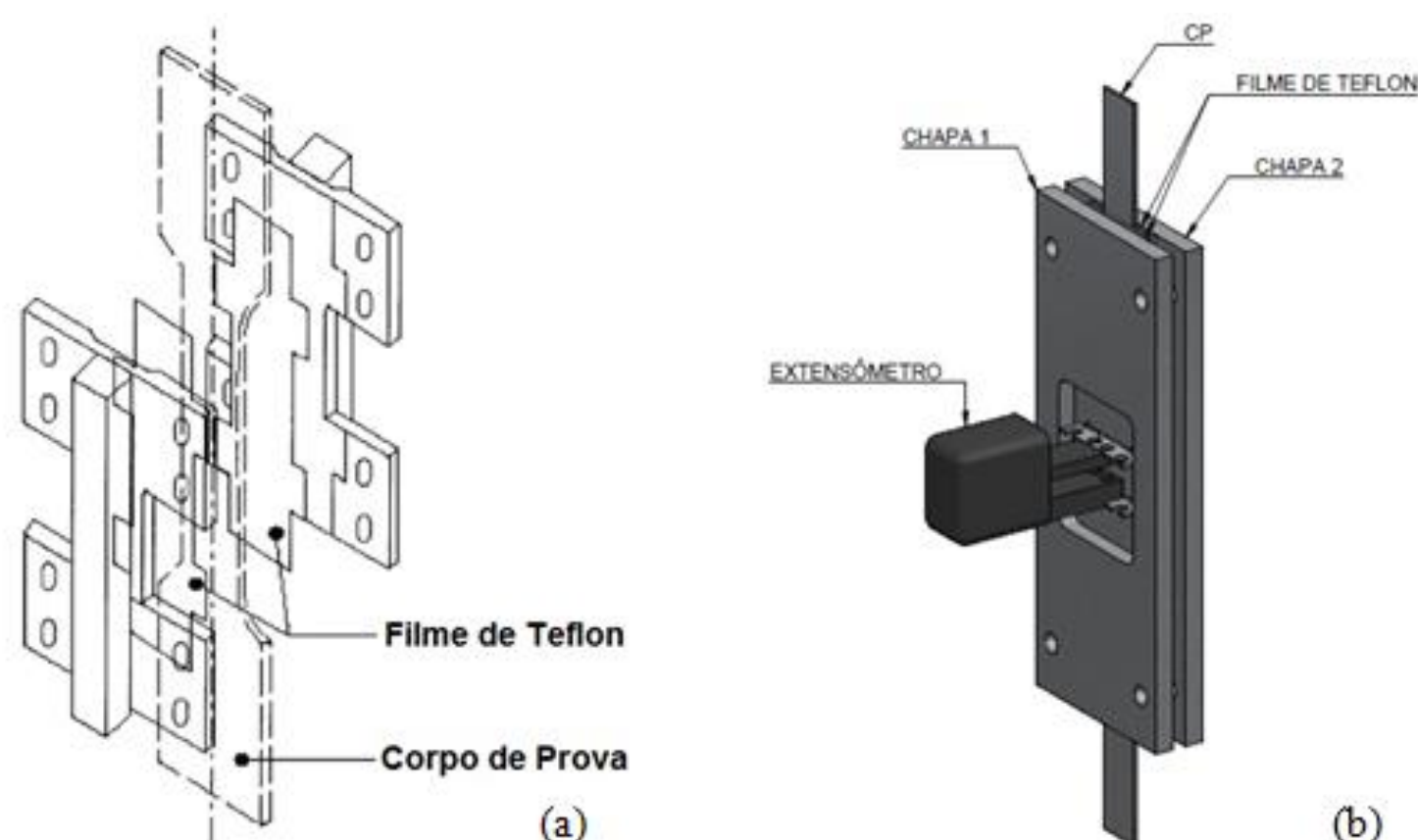
O estudo foi realizado em máquinas de ensaios servohidráulicas Instron, modelo 8872, dotadas de garras com sistema de compensação de desalinhamento dos corpos de prova, conforme ilustra a figura 2a. Os espécimes foram retirados com orientação transversal à direção de laminação, fabricados com as dimensões propostas pela norma ISO 12106 [6], conforme mostrado na figura 2b. A base de medida do extensômetro utilizado para controlar os ensaios foi de 10 mm.



**Figura 2:** (a) Equipamentos e (b) dimensões dos corpos de prova utilizados para a realização dos ensaios de fadiga controlados por deformação, fabricados segundo a norma ISO 12106.

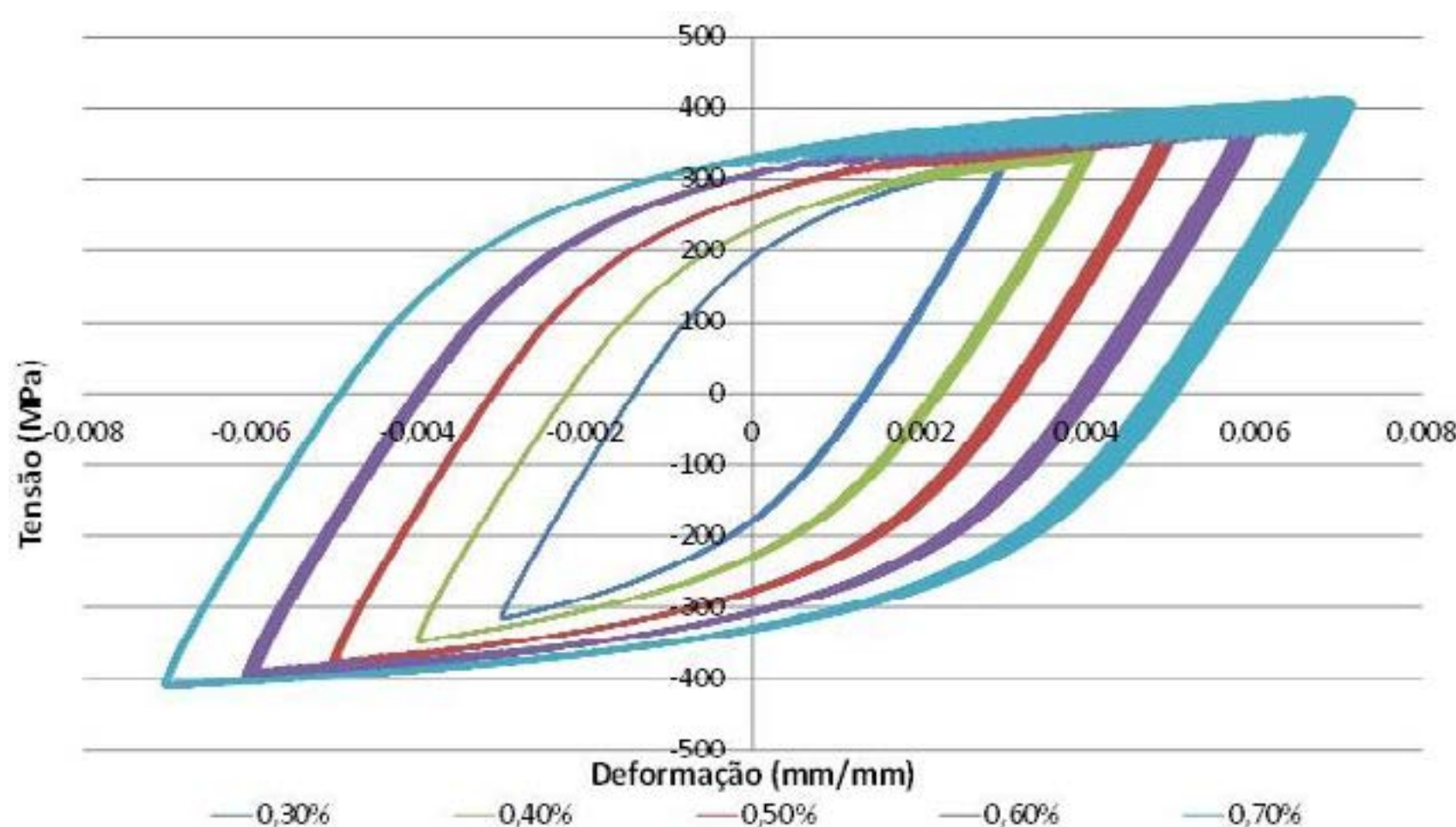
Os ensaios foram realizados em triplicata; com razão de deformação (R) igual a -1 (carregamento totalmente reversível); frequência de 0,5 Hz e amplitudes de deformação variando de 0,1% até aproximadamente 0,8%, limitada pela flambagem dos espécimes. O critério de falha foi a queda de 25% do carregamento quando comparado à carga estabilizada observada na curva de histerese do material (constante após os ciclos iniciais de endurecimento ou de amaciamento cíclico) ou o alcance do limite de deslocamento da garra do equipamento de fadiga, que ocorre após o surgimento de trincas nos corpos de prova.

A fim de evitar o problema da flambagem, associado à pequena espessura das chapas testadas, foi desenvolvido um dispositivo, utilizado de modo a garantir que os corpos de prova pudessem ser comprimidos de maneira estável até níveis aceitáveis de deformação durante os ensaios. A figura 3a ilustra o dispositivo anti-flambagem sugerido pela norma ISO 12106 [6], que não fornece qualquer informação detalhada a respeito de dimensões, método de fabricação ou de fixação. A figura 3b ilustra o dispositivo projetado no estudo para a realização dos ensaios, composto por chapas de aço com superfície polida, cobrindo parte da área útil dos corpos de prova e utilizando filmes de teflon como espaçadores lubrificantes, conforme recomenda a norma.



**Figura 3:** Ilustração de dispositivo anti-flambagem (a) sugerido pela norma ISO 12106 e (b) projetado para a realização do estudo.

A partir da realização dos ensaios de fadiga foram obtidas as curvas de histerese das amostras, compostas pela amplitude de deformação no eixo das abscissas e pela amplitude de tensão no eixo das ordenadas, conforme ilustra a figura 4. Com base nessas curvas, no módulo de elasticidade e nas equações (3), (4) e (5) foram obtidas as curvas de fadiga das amostras.



**Figura 4:** Curvas de histerese obtidas nos últimos mil ciclos de carregamento do aço HSLA340 avaliado no estudo, ensaiado com amplitudes de deformação de 0,3 a 0,7%.

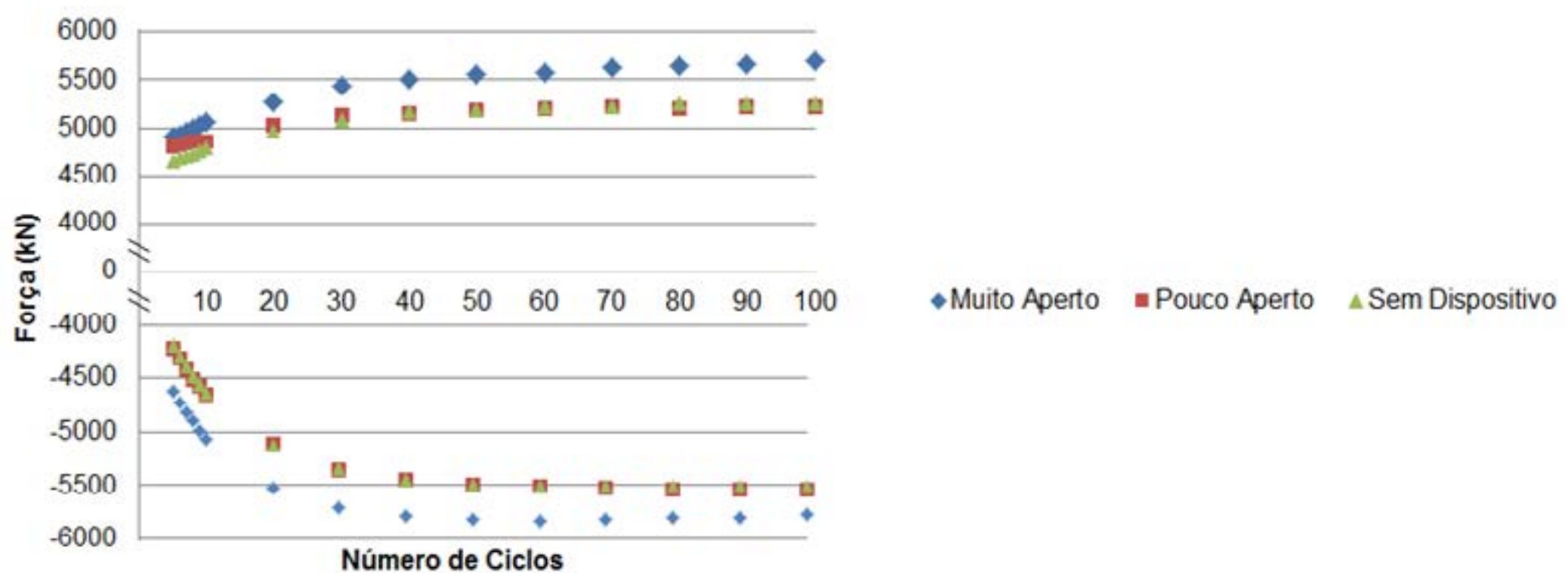
### 3. RESULTADOS

#### 3.1. Avaliação da influência do dispositivo anti-flambagem

A influência do dispositivo anti-flambagem sobre os resultados dos ensaios de fadiga foi avaliada por meio da realização de testes com e sem a utilização do aparato, conduzidos com 0,1% de amplitude de deformação. Nos testes realizados com o dispositivo foram avaliados dois apertos diferentes nos parafusos de fixação, um baixo e outro elevado (apertando até o travamento das porcas). Os resultados obtidos são mostrados na figura 5. Verifica-se, conforme esperado, que a utilização do



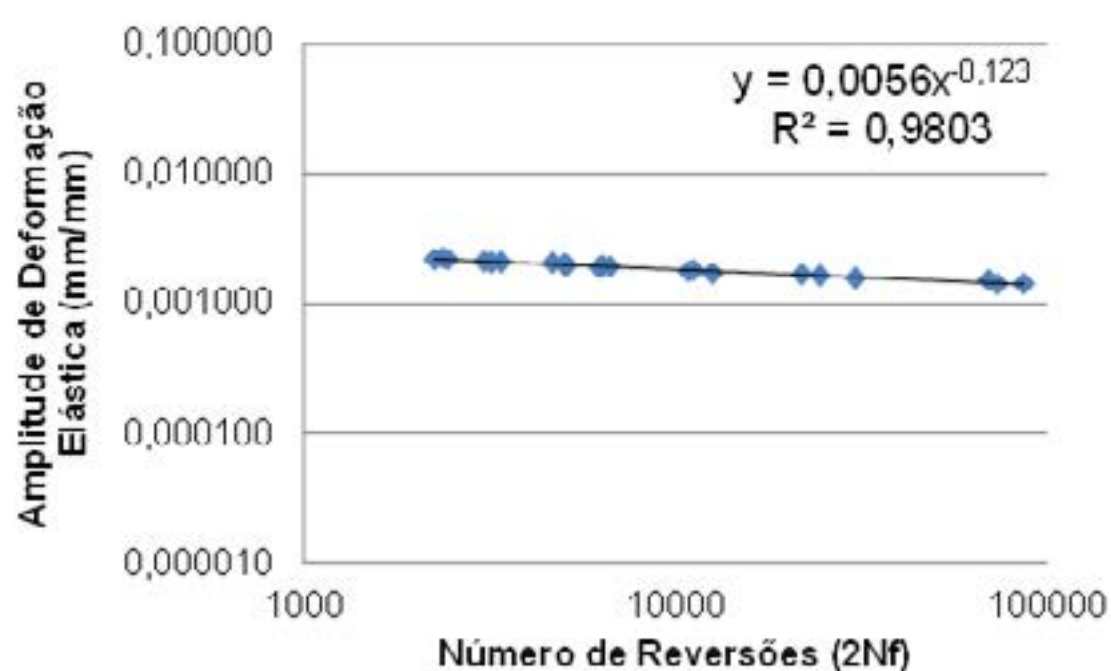
dispositivo causou o aumento da magnitude das forças registradas nos ensaios, em especial quando o aperto dos parafusos foi elevado. O incremento de força observado utilizando o dispositivo com o menor e o maior aperto nos parafusos foi de 8 N e de 376 N, respectivamente. A norma ISO 12106 [6] recomenda que o aumento da força provocado pela utilização do dispositivo não deve ser maior que 2%, o que para o caso avaliado (força média de 5375 N sem o dispositivo) daria um incremento de força permissível de 107 N. Assim sendo, conclui-se que o dispositivo desenvolvido no estudo pode ser utilizado para a realização de ensaios segundo a norma de referência, desde que o aperto nos parafusos seja feito adequadamente. Para conferir esse aperto foram realizados testes com um ciclo de carregamento e 0,1% de deformação (região elástica) no início de cada ensaio, sem o dispositivo e posteriormente com o dispositivo instalado aos corpos de prova, no intuito de verificar se o incremento de força estava de acordo com a norma.



**Figura 5:** Ensaios realizados a partir do aço DP600 com e sem a utilização do dispositivo anti-flambagem, utilizando dois apertos diferentes nos parafusos, um menor e outro maior.

### 3.2. Curva de fadiga do aço DP600

A amplitude de deformação elástica e o número de reversões até a falha, obtidos a partir dos ensaios de fadiga, foram inseridos em um gráfico em escala bilogarítmica, a partir do qual foram determinados os coeficientes de Basquin para o aço DP600, conforme ilustra a figura 6. Esses coeficientes foram calculados de acordo com a equação (3), obtida a partir do desmembramento da parcela elástica da equação (5). O módulo de elasticidade do aço DP600 foi determinado a partir dos dados de tensão e deformação elástica do primeiro  $\frac{1}{4}$  de ciclo de cada ensaio. Os cálculos de fadiga foram feitos utilizando o módulo de elasticidade médio do material ( $E$ ), conforme recomenda a norma, calculado com base nos valores de  $E_{1/4}$  determinados em cada ensaio, cujo valor foi de 220,9 GPa.



Equação de Basquin:

$$\varepsilon_{ae} = \frac{\sigma_a}{E} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b$$

$$\frac{\sigma_f'}{E} = 0,0056$$

Sabendo que  $E=220,9$  GPa.

$$\frac{\sigma_f'}{220900} = 0,0056 \therefore \sigma_f' = 1236,928$$

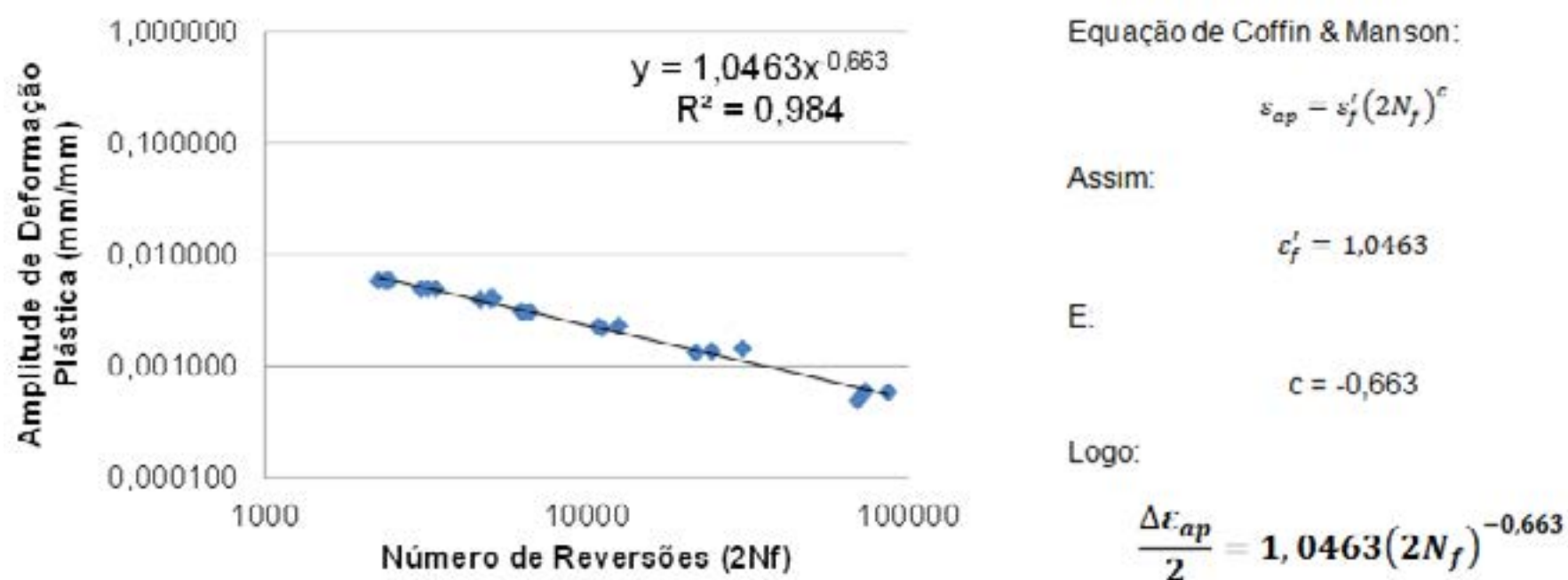
$$b = -0,123$$

Logo:

$$\frac{\Delta\varepsilon_{ae}}{2} = \frac{1236,9}{220900} \times (2N_f)^{-0,123}$$

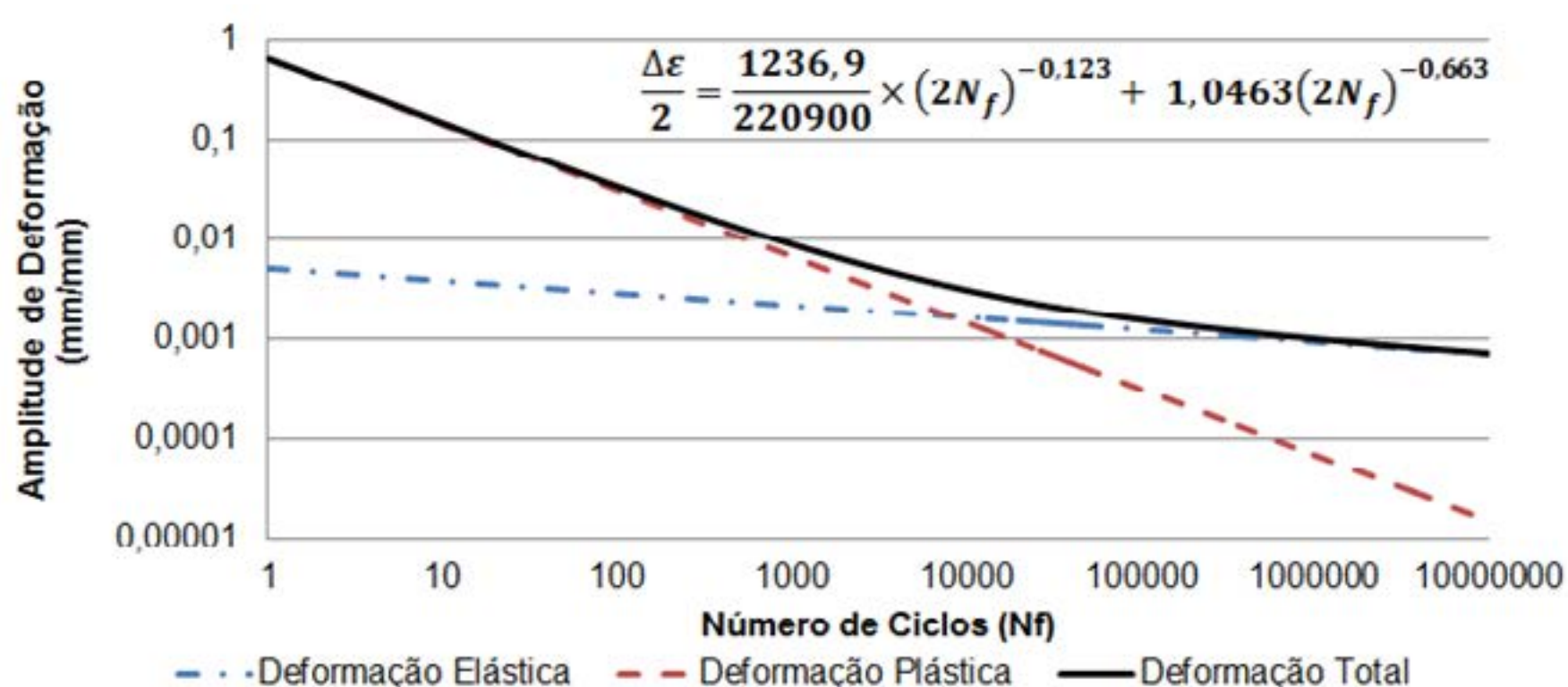
**Figura 6:** Gráfico em escala bilogarítmica da amplitude de deformação elástica vs. número de reversões até a falha e cálculo dos coeficientes da equação de Basquin referentes ao aço DP600.

A amplitude de deformação plástica e o número de reversões até a falha, obtidos a partir dos ensaios de fadiga, também foram inseridos em um gráfico em escala bilogarítmica, a partir do qual foram determinados os coeficientes de Coffin & Manson, conforme ilustra a figura 7. Esses coeficientes foram calculados de acordo com a equação (4), obtida a partir do desmembramento da parcela plástica da equação (5).



**Figura 7:** Gráfico em escala bilogaráfrica da amplitude de deformação plástica vs. número de reversões até a falha e cálculo dos coeficientes da equação de Coffin & Manson referentes ao aço DP600.

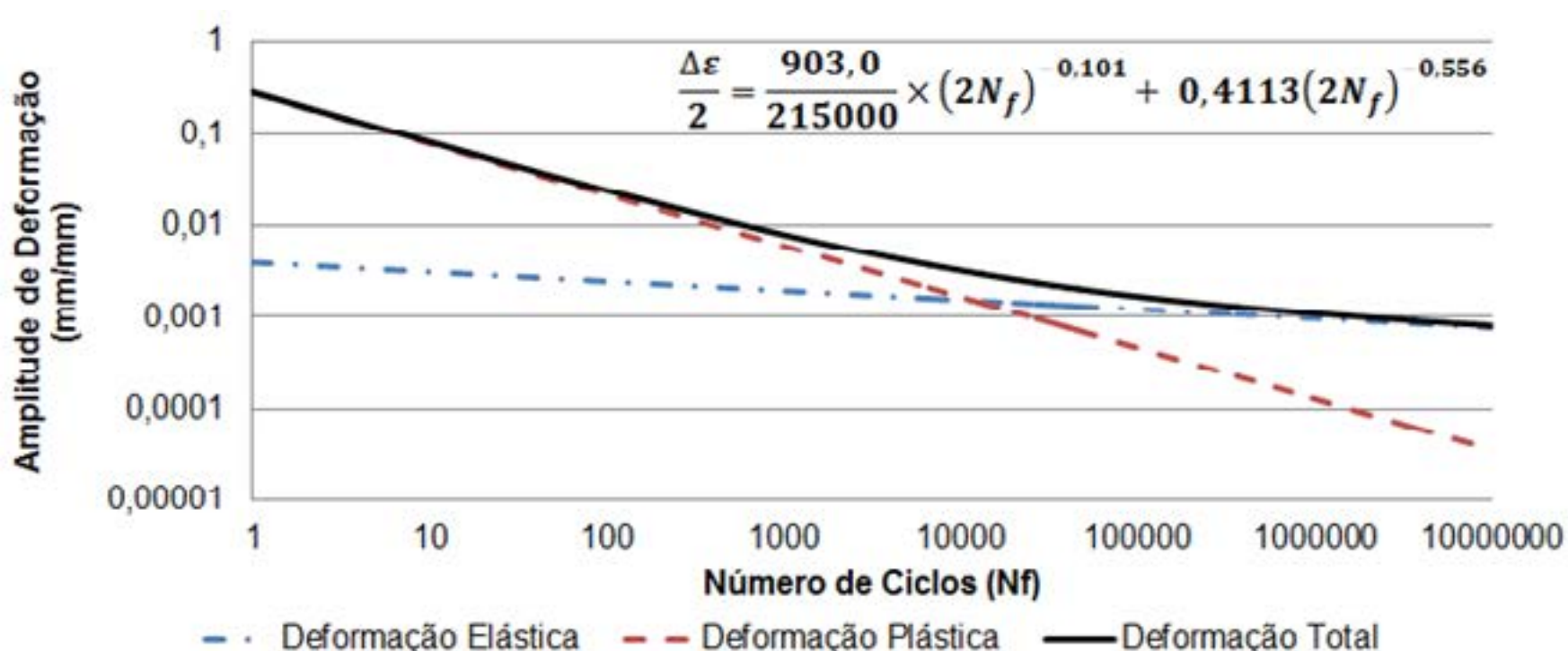
De posse dos coeficientes das equações de Basquin (figura 6) e de Coffin & Manson (figura 7) foi possível levantar a curva de fadiga controlada por deformação do aço DP600, mostrada na figura 8. A curva compreende a soma das parcelas elástica e plástica das deformações aplicadas aos corpos de prova, modeladas pelas equações de Basquin e de Coffin & Manson, respectivamente.



**Figura 8:** Curva de fadiga controlada por deformação do aço DP600, obtida a partir de ensaios realizados com amplitudes de deformação de 0,2 a 0,8%.

### 3.3. Curva de fadiga do aço HSLA340

Semelhantemente ao procedimento visto acima para o aço DP600, porém utilizando um módulo de elasticidade de 215 GPa, foi possível levantar a curva de fadiga controlada por deformação do aço HSLA340, mostrada na figura 9. A curva compreende a soma das parcelas elástica e plástica das deformações aplicadas aos corpos de prova, modeladas pelas equações de Basquin e de Coffin & Manson, respectivamente.



**Figura 9:** Curva de fadiga controlada por deformação do aço HSLA340, obtida a partir de ensaios realizados com amplitudes de deformação de 0,2 a 0,7%.



#### 4. CONCLUSÕES

Foi projetado e construído um dispositivo anti-flambagem, que viabilizou a realização de ensaios de fadiga controlados por deformação com carregamento totalmente reversível em aços empregados na indústria automotiva.

Verificou-se, conforme esperado, que a utilização do dispositivo causou o aumento da magnitude das forças registradas nos ensaios. No entanto, com a fixação adequada aos corpos de prova, o incremento de força provocado pela sua utilização atendeu às exigências da norma de referência.

A partir das condições de ensaio determinadas pela norma foram levantadas curvas de fadiga controladas por deformação de aços das qualidades DP600 e HSLA340, avaliados com 2,2 mm e 2,0 mm de espessura, respectivamente. Os ensaios foram realizados com sucesso nos dois materiais, com amplitudes de deformação variando até a flambagem dos corpos de prova.

Considera-se, portanto, factível a avaliação da resistência à fadiga controlada por deformação de aços para a indústria automotiva, segundo a norma ISO 12016, para as qualidades cuja resistência mecânica e espessura permitam a realização dos ensaios sem a ocorrência de flambagem.

#### REFERÊNCIAS

- [1]Colosio, M.A. Uma Abordagem da Vida em Fadiga em Barra Estabilizadora Automotiva Considerando Defeito Superficial Fisicamente Pequeno. Tese (Doutorado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. Universidade de São Paulo, 2003.
- [2]Arcanjo, E. P. Caracterização do Comportamento à Fadiga de Molas. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Instituto Superior Técnico. Universidade Técnica de Lisboa, 2008.
- [3]Norton, R. L. Projeto de Máquinas - Uma Abordagem Integrada. 2<sup>o</sup> ed. Porto Alegre: Bookman, 2004.
- [4]Ricardo, L. C. H. Estimativa da Vida sob Fadiga de Amplitude Variável de um Componente Mecânico. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. Universidade de São Paulo, 1999.
- [5]Shigley, J. E.; Mischke C. R., Budynas R. G. Projeto de Engenharia Mecânica; Bookman; 7.<sup>a</sup> edição; 2005.
- [6]ISO 12106. Metallic Materials: Fatigue Testing – Axial-Strain-Controlled Method. 2003.
- [7]ASTM A370. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. 2017a.

## *STRAIN-CONTROLLED FATIGUE TESTING METHODOLOGY DEVELOPMENT FOR AUTOMOTIVE STEELS*

#### ABSTRACT

***While most part of the fatigue studies are related to loading conditions that lead the components to withstand more than  $10^4$  cycles, interest in fails occurring under high stresses and low number of cycles is increasing. In these cases, strain-based fatigue data are more reliable than those based on the Wöhler diagrams. Thus, in order to develop a strain-controlled fatigue testing methodology for automotive steels, tests were performed with fully reversible loading ( $R=-1$ ) according to ISO 12106. Although consolidated in standard, these tests present serious limitations on the specimens premature buckling when made from low-thickness steels. Using an anti-buckling device, fatigue curves for the DP600 and HSLA340 steels were obtained, with 2.2 mm and 2.0 mm thickness, respectively. Is it therefore considered feasibly the strain-controlled fatigue evaluation of automotive steels according to ISO 12106.***

***Keywords: Strain-Controlled Fatigue Testing; Steels; Automotive Industry.***

# Mecânica de fratura prematura em esforços de estiramento de borda em aços multifásicos

Premature mechanical cracking in multiphase steels edge stress

Peres, Lucas Salomão<sup>\*/\*\*</sup>; Lemos, Jetson Ferreira<sup>\*/\*\*\*</sup>; Tepedino, José Osvaldo Amaral<sup>\*</sup>; Batalha, Gilmar Ferreira<sup>\*\*</sup>

\*ArcelorMittal

\*\* Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Poli – USP

\*\*\*Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica – UFF

## Resumo

No presente estudo é possível verificar que discordâncias na estrutura cristalina são as responsáveis pela redução da resistência mecânica de aços e que a cada vez é mais necessário atuar de método preditivo para evitar a iniciação de trincas durante o processo de conformação mecânica.

Com uma avaliação da literatura verificou-se um crescente aumento no número de estudos ao longo de 10 anos relacionados à fratura durante o flangeamento do material. Desses temas pode-se observar uma necessidade de avanços em novos graus de aço e novas metodologias para prever o rompimento durante a estampagem.

As metodologias atuais são capazes de prever a fratura do aço, mas precisam melhorar a precisão. A fim de se trabalhar com janelas de processo mais apertadas que geram redução de custos nos aços utilizados.

## Abstract

In this present paper it is possible to understand that the reduction in the tensile strength is related to defects in the crystal structure and increase the necessity of accurate predictive methods to avoid the crack start during the stamping process.

A literature review shows that it is increasing the number of studies related to fracture during the material flanging along of ten years. About it is possible observe the



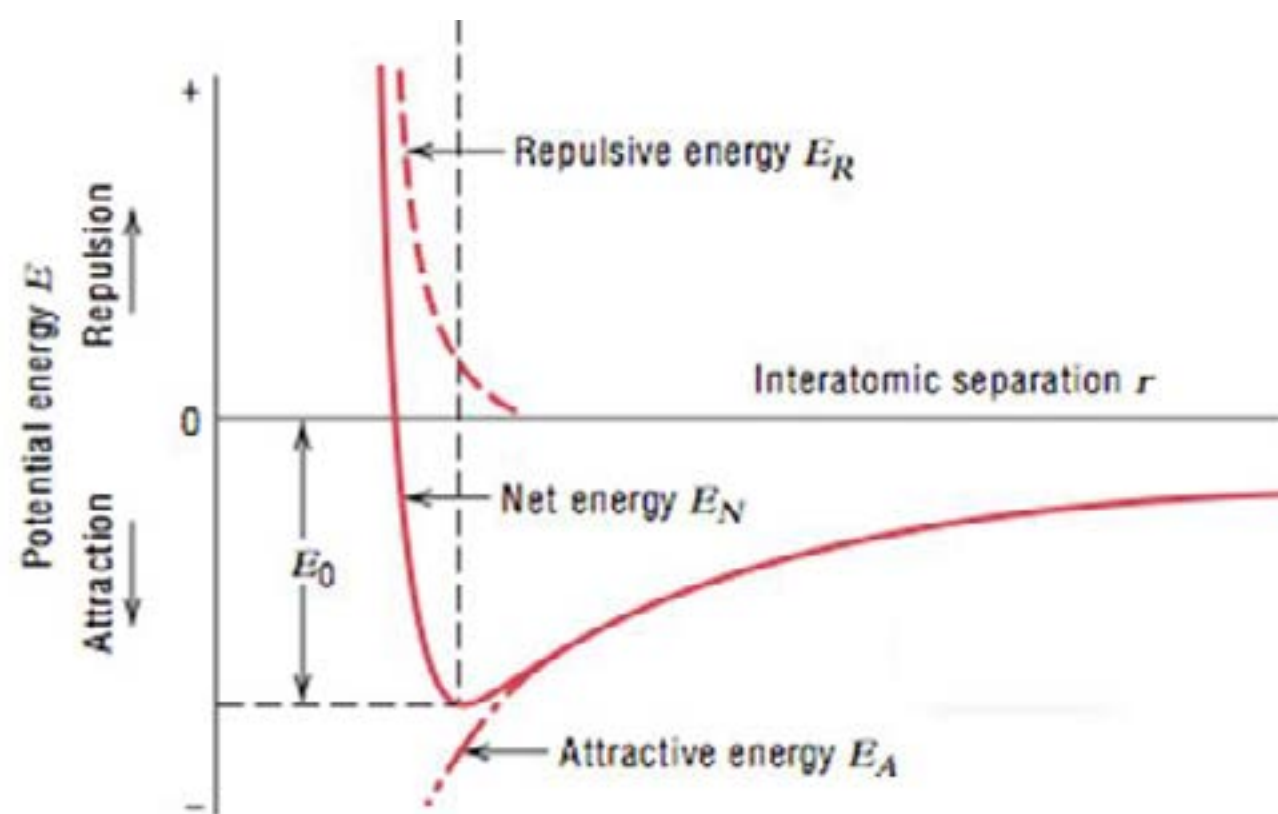
necessity of advances in the new grades of steel and new methodologies to predict the crack during the stamping process.

The actual methodologies are capable to predict the steel crack, but need to increase the accuracy. The reduction of process windows could generate cost reduction in the steel grades used in these applications.

## Introdução

Para entender melhor como ocorrem as fraturas é necessário primeiramente refletir sobre porque o aço mantém a integridade. A resistência mecânica do aço se deve a sua ligação metálica por meio da qual os átomos são envolvidos por uma nuvem de elétrons com poder atrativo como pode ser visualizado na Figura 1.

Figura 1 – Energia total das ligações atômicas



Fonte: Callister, 2011

Tal que  $E_0$  é a energia atrativa máxima. Ao considerar o ferro  $\alpha$  (cúbico de corpo centrado) tem-se que:

$$\sigma_{max} \cong \frac{E}{\pi}$$

Sendo  $\sigma_{max}$  a tensão máxima e E o módulo de Young tem-se que para o ferro  $\alpha$  a tensão máxima seria de 30 GPa, visto que a maior parte dos aços comerciais não passam de 1 GPa (1000 MPa). Essa diferença se deve as discordâncias que afastam os átomos da sua região de maior energia atrativa, o que leva a necessidade de entender a mecânica de fratura como um processo para entender e prever defeitos do material.

Em 1868, Tresca desenvolveu um estudo que previa a falha no material quando entrava em regime de escoamento, causando deformações permanentes no mesmo. Dado que tensão de tração é positiva e de compressão é negativa tem-se que:

$$\sigma_1 < \sigma_2 < \sigma_3$$

De acordo com Tresca o material inicia o escoamento quando atinge a tensão cisalhante máxima absoluta durante a tração axial que pode ser expresso como:

$$|\sigma_1 - \sigma_3| \leq \sigma_e$$

Pode ser observado que no critério de Tresca apenas se considera a maior e a menor tensão, causando um erro no comportamento plástico por não haver associação a tensão intermediária. Como uma forma de ajuste a proposta de Tresca, Von Mises em 1913 propôs o critério de escoamento por energia de distorção, no qual relaciona as 3 tensões conforme exposto a seguir:

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_1)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$$

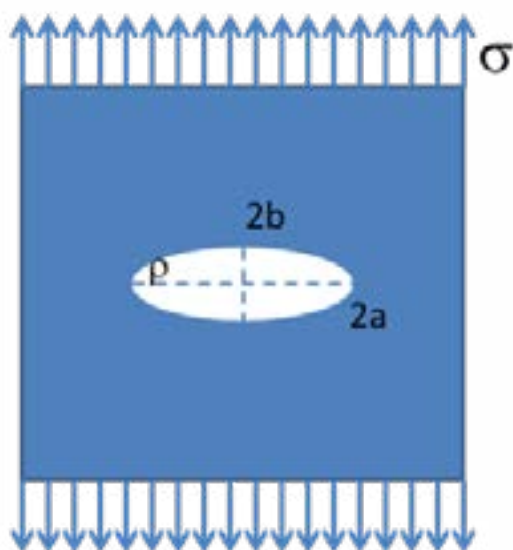
O que traria futuros estudos que serão discutidos a seguir sobre o comportamento do material quando sobre esforços solicitantes. Porém, primeiro é necessário entender o comportamento sobre a mecânica de fratura com vistas a entender melhor os frutos do critério de Von Mises. Hill (1948) baseado no critério de Von Mises definiu um critério para deformações plásticas anisotrópicas, no qual definia experimentalmente constantes relacionadas a cada material amostrado, dando maior precisão ao cálculo das tensões totais.

Os primeiros estudos encontrados sobre a mecânica de fratura, sem data exata, se creditam a Leonardo da Vinci (1452-1519) conforme encontrado em um de seus cadernos do *Codex Atlanticus*, quando analisava arames de aço, e observou que quanto maior o arame menor seria sua resistência, devido a maior probabilidade de haver uma zona afetada que iniciaria a trinca (ROSSMANITH, 1997).

Prandtl (1907 apud Rossmanith, 1997) foi o primeiro a propor dois tipos de fratura, a coesiva ou frágil e a fratura por cisalhamento. Em 1912 foi publicado por Inglis um estudo com uma chapa tracionada com uma trinca em seu ponto central. Inglis definiu para cálculo que a trinca seria uma elipse onde “2a” seria o comprimento perpendicular a tensão ( $\sigma$ ) e “2b” o comprimento do orifício paralelo a  $\sigma$  e  $\rho$  seria o raio da extremidade menor da elipse conforme esquematizado na Figura 2.



Figura 2 - Esquema das deformações apresentadas em um corpo com uma trinca de forma elíptica

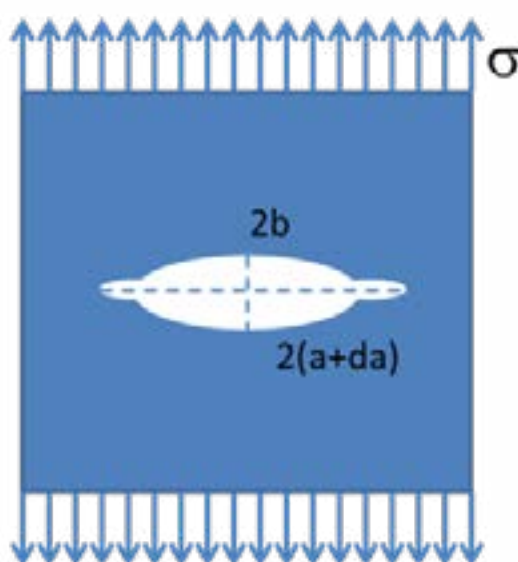


Definindo a equação:

$$\sigma_{max} = \sigma_0 \left(1 + 2 \frac{a}{b}\right)$$

Baseado nos estudos de Inglis e de Prandtl, Griffith (1920) enquanto engenheiro da Rolls-Royce, ao tentar aumentar a resistência da fibra de vidro para uso automotivo, fundamentou-se pela primeira lei da termodinâmica (conservação de energia) propondo que a trinca poderia crescer diferente do formato original (da) durante o carregamento, conforme exemplificado na Figura 3.

Figura 3 - Esquema das deformações apresentadas em um corpo com uma trinca de forma elíptica com penetração das trincas na região transversal a tensão



Dessa forma a energia total do sistema poderia ser representada da seguinte forma:

$$U_t = U_0 + U_a + U_s$$

Para tal  $U_0$  é a energia da placa sem trinca,  $U_a$  é a energia potencial da deformação interna e  $U_s$  é a energia superficial chegando a seguinte conclusão:

$$U_a = -\frac{\pi a^2 \sigma^2}{E}$$

$$U_s = 2(2a)\gamma_s$$

Sendo que  $\gamma_s$  é a energia superficial por unidade de superfície. Ao derivar a energia total do sistema em relação ao tamanho da trinca obtém-se:

$$\frac{2\pi a \sigma^2}{E} = 4\gamma_s$$

Porém a equação de Griffith estava limitada a materiais com baixa energia de fratura. Em busca de aumentar a precisão Irwin (1948) adicionou uma constante intrínseca ao material de trabalho plástico  $\gamma_p$ . tal que:

$$\sigma_{crit} = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}}$$

Na década de 50 Freudenthal definiu o estado de deformação máxima como principal responsável pela iniciação da trinca. Na década de 60 convergiu-se para a mecânica da fratura elastoplástica. Através de Dugdale 1960 propôs um modelo cujas extremidades das trincas são submetidas a tensão de escoamento.

$$CTOD = \delta = \frac{\pi \sigma^2 a}{E \sigma_{esc}}$$

Weels (1961), avaliando através do Crack Tip Opening Displacement (CTOD), verificou que ocorre um abaulamento da ponta plastificando o início da trinca.

$$CTOD = \delta = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{E \sigma_{esc}}$$

Iniciando-se pelo critério de dano Cockcroft-Latham (1969) definiu-se que a tensão máxima era a principal responsável pela fratura.

$$D_t = \int_0^{\bar{\epsilon}_p^f} f(\sigma) d\bar{\epsilon}_p$$



Rice e Tracey (1969) introduziram o critério triaxial através de uma função exponencial.

$$Dl = \int_0^{\varepsilon_p^{-f}} \exp\left(\frac{3\sigma_h}{2\bar{\sigma}}\right) d\bar{\varepsilon}_p$$

Brozzo, Deluca e Rendina (1972) estendeu a equação de Cockcroft-Latham (1968) para adição empírica da tensão de fratura crítica das folhas metálicas.

$$Dl = \int_0^{\varepsilon_p^{-f}} \frac{2\sigma_{max}}{3(\sigma_{max} - \sigma_h)} d\bar{\varepsilon}_p$$

Oh, Chen e Kobayashi (1979) sugeriu a normalização da fórmula de Cockcroft-Latham através do critério de Von Mises para adicionar a tensão hidrostática.

$$Dl = \int_0^{\varepsilon_p^{-f}} \frac{\sigma_{max}}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon}_p$$

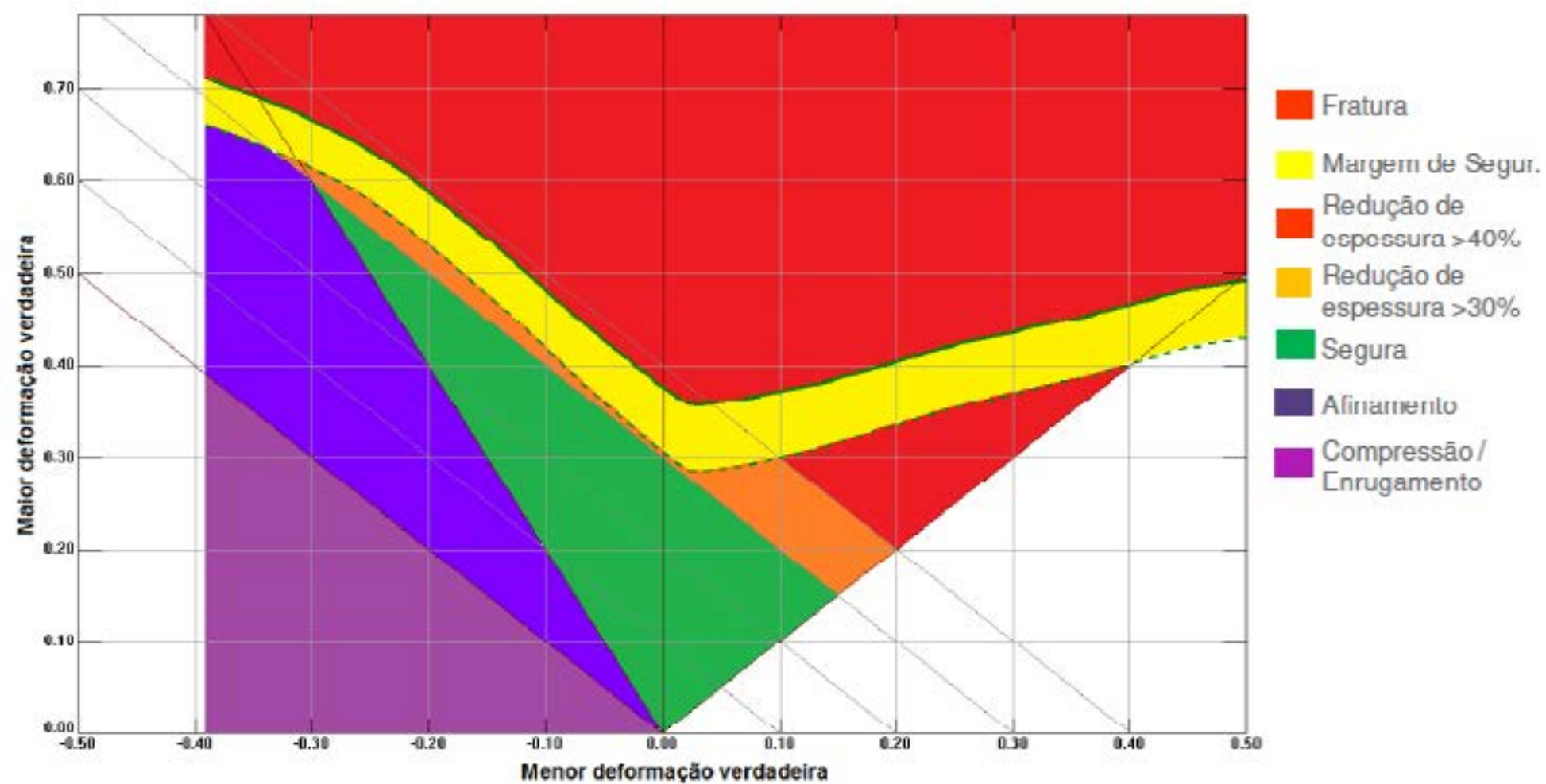
Ayada et al. (1987) propôs a normalização do critério da tensão hidrostática pelo critério de Von Mises.

$$Dl = \int_0^{\varepsilon_p^{-f}} \frac{\sigma_h}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon}_p$$

Na década de 60 também se iniciou o estudo sobre limites de conformação do material. Keeler (1965) estudou as regiões de estiramento da matéria determinando sua curva limite de conformação (CLC). Com base nesses estudos, Goodwin (1968) determinou a faixa referente ao escoamento uniaxial da CLC, caracterizado pela região negativa do gráfico (Figura 4).

A CLC possibilitou o entendimento de forma gráfica das deformações críticas do material, partindo do princípio de Von Mises discutido foi possível criar um diagrama limite de conformação (DLC) na qual se plotavam as deformações em cada região do material, no qual se associaria as duas maiores deformações do material, e com base na conservação de massa trazida da termodinâmica era possível calcular a redução de espessura do material.

Figura 4 - Deformações apresentadas no DLC.



Com o avanço da tecnologia, o diagrama passou a ser utilizado através de *softwares* gráficos, utilizando elementos finitos, para o desenvolvimento de ferramentas, aumentando a precisão das mesmas no processo de estampagem de materiais.

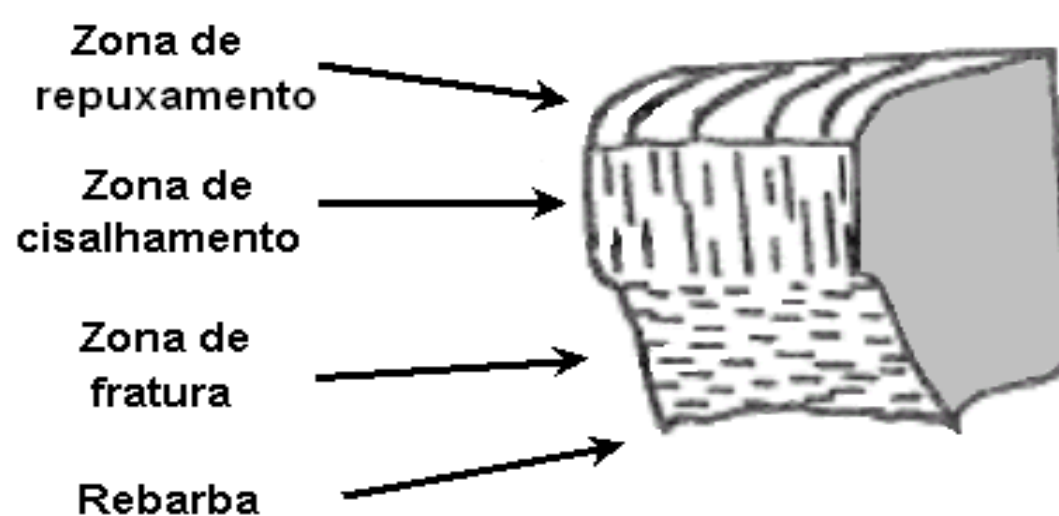
No entanto observou-se que o DLC (HELD et al., 2009; MACKENSEN et al., 2009; McEWAN et al., 2009; NITTA et al., 2009) não era suficiente para prever as regiões de bordas dos materiais submetidos a estiramento e que isso se devia principalmente a qualidade do corte e ao fenômeno de flangeabilidade do material.

O estudo a partir de agora se dividirá em dois temas. O primeiro onde se irá avaliar o critério de corte do material, que se agrava quando relacionado a materiais de alta resistência, no qual há uma redução da região de plastificação que inibe a propagação da trinca e em um segundo momento como o flangeamento afeta a região de bordas.

Para entender o corte é necessário o entendimento das 3 zonas afetadas durante o processo mais a região de rebarba, que podem ser descritas como zona de repuxamento, onde ocorre a deformação biaxial da região da superfície; zona de cisalhamento, onde ocorre o corte por cisalhamento do material; zona de fratura, onde ocorre a falha frágil do material e rebarba, região onde ocorre acúmulo de material ultrapassa a dimensão original do material (Figura 5).

Figura 5 - Desenho esquemático da região de corte por puncionamento.

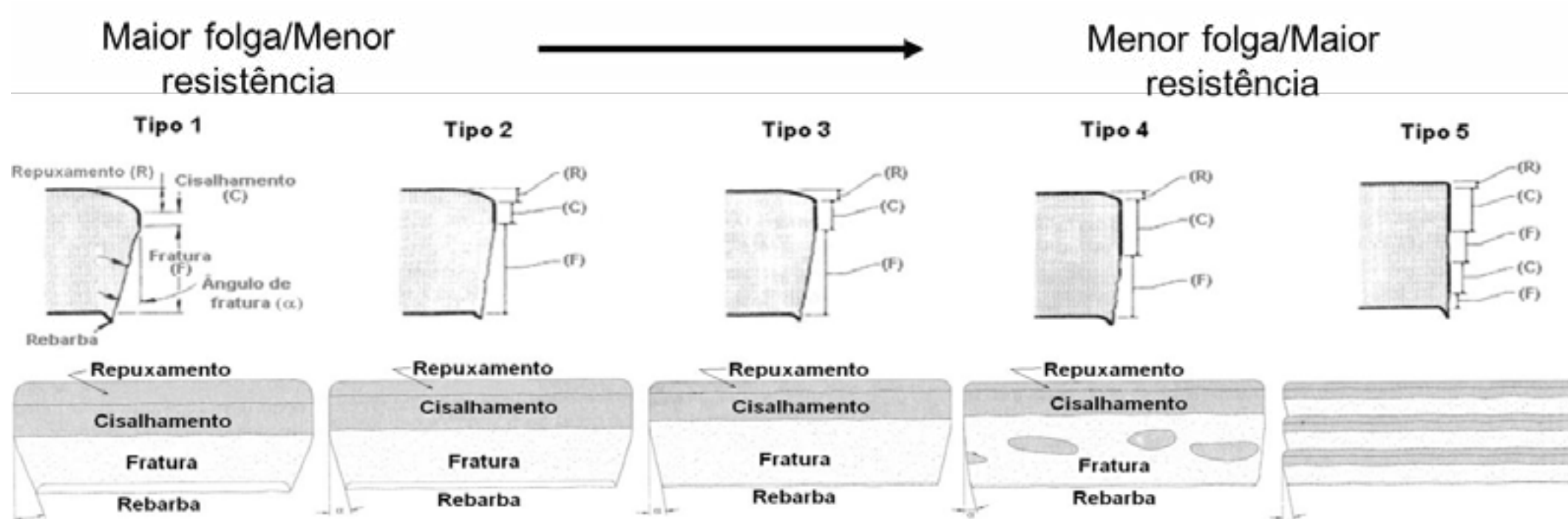




Fonte: MILOSEVIC e MOUSAY, 1987 apud Tepedino, 2014

Com base nesse preceito, conforme a folga entre o punção e a base e relação de aumento da resistência do material observa-se um comportamento diferente durante o mecanismo de corte o qual pode ser identificado na Figura 6.

Figura 6 - Representação dos tipos de corte conforme a redução de folga e aumento da resistência do material

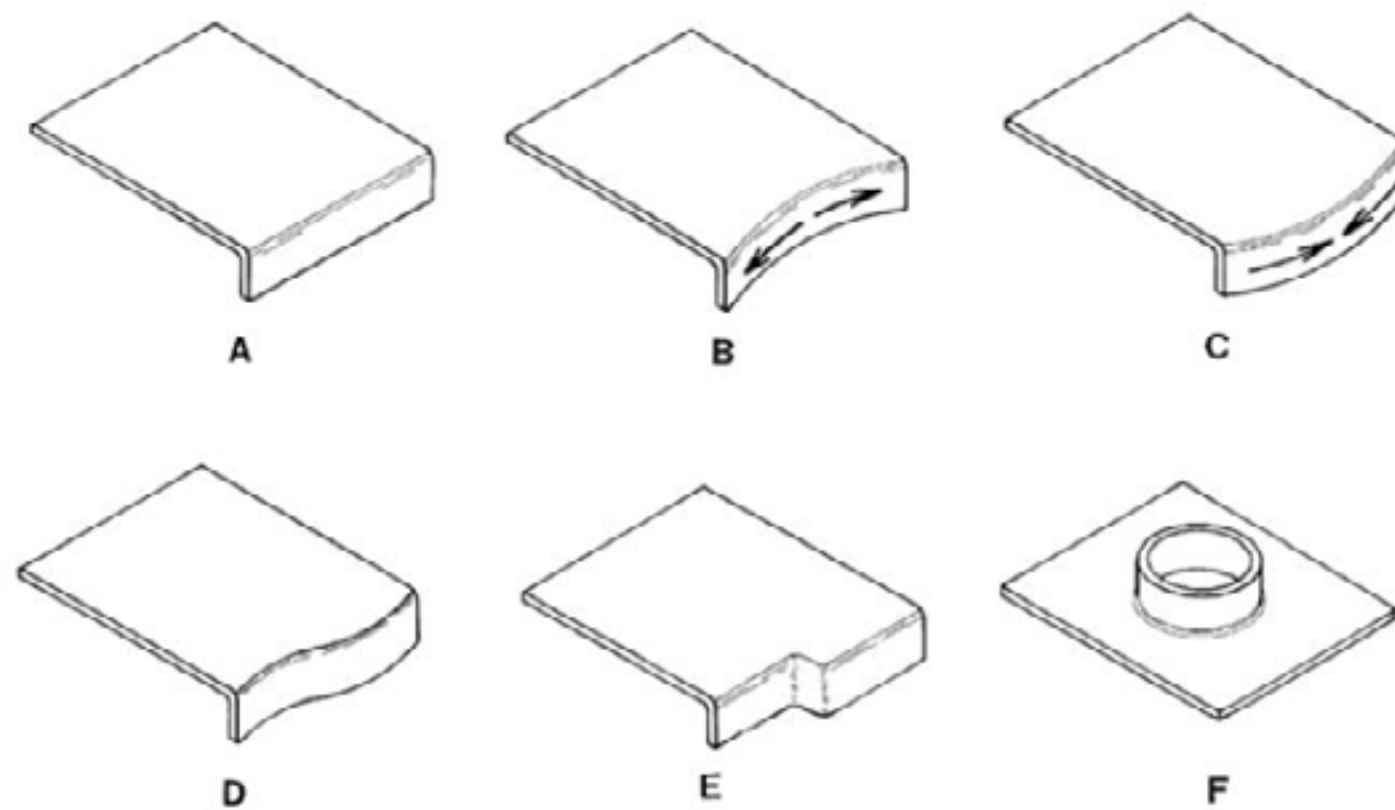


Fonte: Adaptado de Ferreira, J. L.; Tepedino, J. O. A.; Wolff, M.A., 2013

Conforme aumenta a folga do punção (que pode ser causada por desgaste quando em processo de produção) e a redução das propriedades mecânicas, observa-se um aumento do ângulo de fratura, da zona de repuxamento e da rebarba do material, o que seria um iniciador de trincas, afetando assim a integridade nas bordas do material.

Além do critério de integridade de borda é necessário o entendimento sobre o flangeamento do material. O flangeamento é uma operação de estampagem que consiste em aumentar ou diminuir o perímetro da borda de uma região que se encontra em um sentido perpendicular ao sentido das forças. Exemplos de flangeamento podem ser observados na Figura 7.

Figura 7 - Modelos de Flanges nos quais, A, B e C representam formas clássicas de flangeamento e D, E e F representam flangeamentos combinados



Fonte: Smith, 2010 apud Tepedino, 2014

Como fator de mensuração sobre resistência do material ao flangeamento, o meio mais conhecido na literatura é o de expansão de furo. Embora tenha sido criado em 1929 no *Kaiser Wilhelm Institut* (KWI) por Siebel e Pomp, o teste de expansão de furo ganhou o mundo na década de 90 impulsionado principalmente pelo mercado automotivo asiático (norma japonesa JFS T1001, 1996) que percebeu a necessidade de um teste de flangeamento para aços de alta resistência e passou a ser fortemente reconhecida no Ocidente ganhando uma norma ISO (ISO 16630, 2003).

A diferença básica entre os dois principais testes, o de KWI e o ISO 16630 é que no ISO utiliza-se um punção de base cônica, que passa a ser determinístico para que o rompimento ocorra na base do corte, enquanto no teste de KWI a base do punção é plana (cilíndrica). Atualmente pela força de norma, as montadoras automotivas utilizam a metodologia ISO ou similar com punção cônico.

Durante o processo de expansão de furo é avaliado o percentual que ocorre de expansão até o momento da iniciação da trica, que torna ainda o processo passível de erro, pois depende da visão do responsável pela execução do ensaio para avaliar a iniciação da trinca.

## Objetivo

O objetivo do presente estudo consiste em fazer um levantamento das ferramentas apontadas como críticas para a mecânica de fratura prematura em esforços de estiramento de borda em aços multifásicos nos últimos 10 anos.



## Materiais e métodos

Através da base de dados *Web of Science*, utilizando o sistema CAFe da Capes, será feita uma busca de resumos de artigos baseados na expressão abaixo para identificar uma relação do artigo com a região de borda e aços multifásicos. A busca será restrita aos últimos 10 anos e aos resumos publicados em Língua Inglesa.

Expressão de busca:

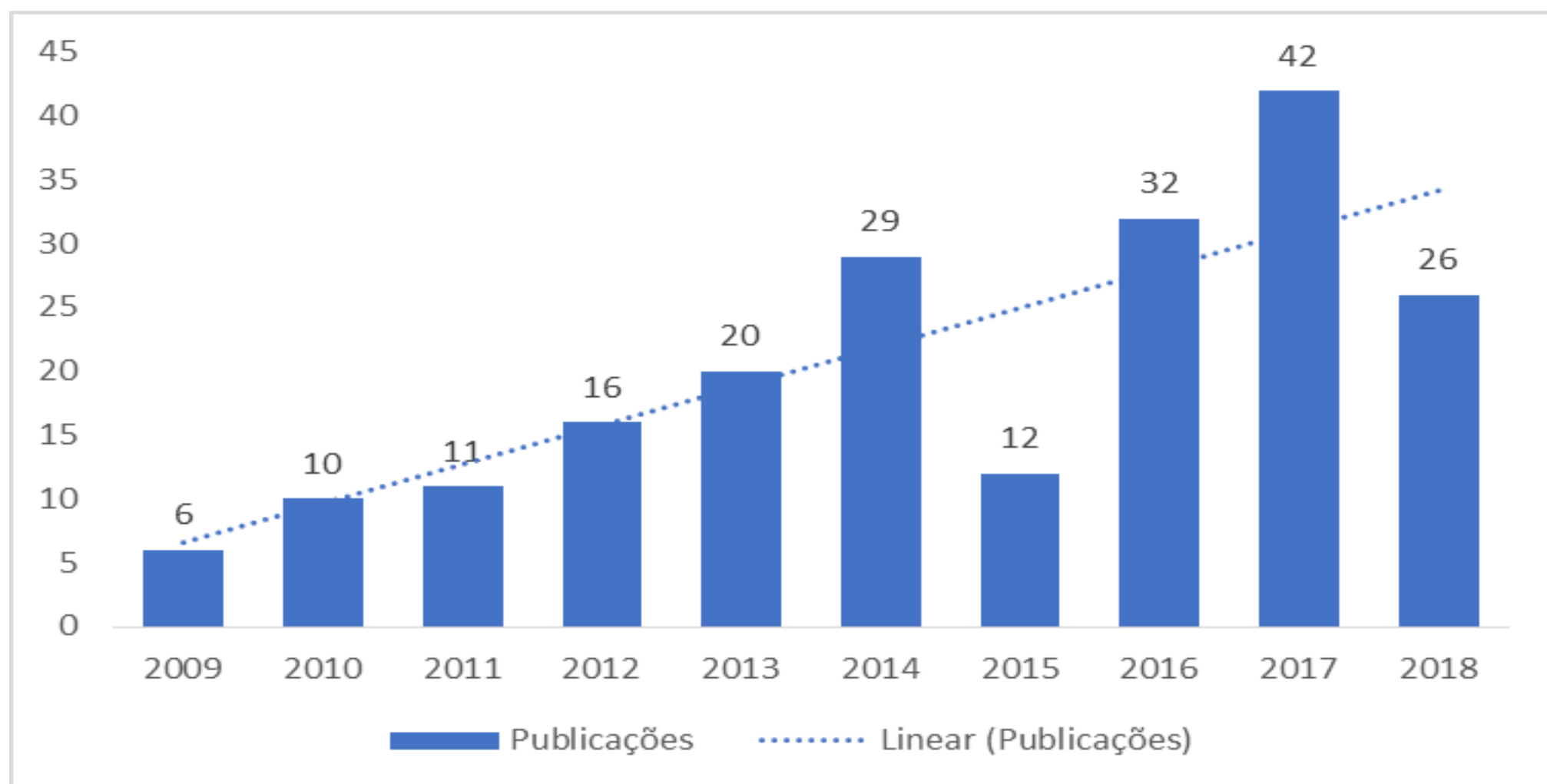
(ALL=(((Crack\* AND edge) OR (fratur\* AND edge) OR flage\* OR (“hole expansion”)) AND ((multiphase AND steel) OR (“dual phase”) AND steel) OR DP980 OR DP1000 OR DP600 OR DP600 OR DP780 OR DP800 OR (“Transformation Induced Plasticity”) AND Steel) OR Trip700 OR Trip800 OR (“Complex Phase”) AND steel) OR CP600 OR CP800 OR “ferrite-bainite” OR (“ferrite bainite”) OR FB450 OR FB540 OR FB560 OR FB580 OR FB590))).

Com base nos resumos encontrados será feita a análise dos mesmos e verificados os artigos que servirão como base para futuros estudos de modelos para o entendimento da fratura prematura durante a expansão de borda em aços multifásicos.

## Resultados e discussões

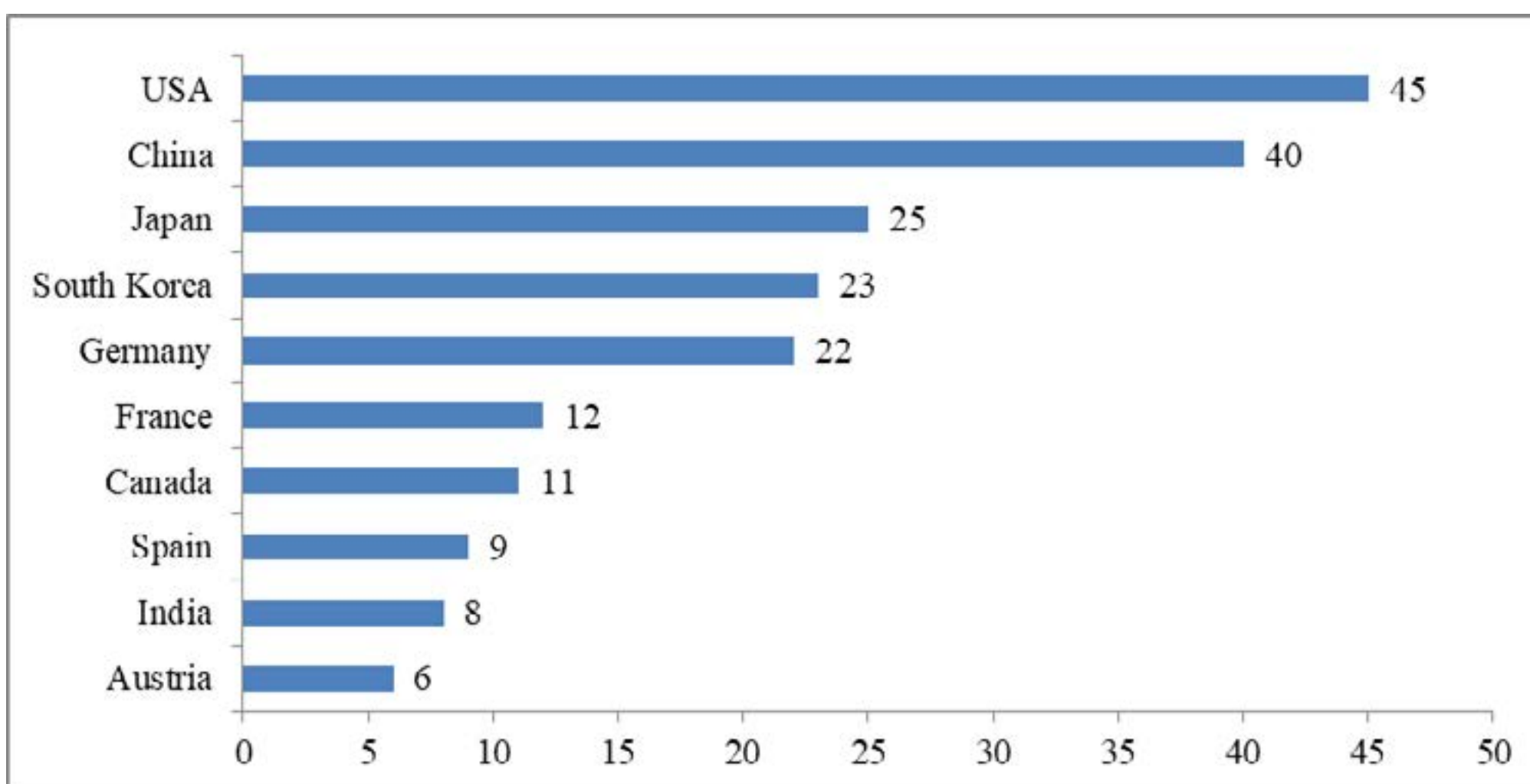
Com a busca foi resgatado 204 resumos, nos quais foram identificados que seguem uma linha de tendência linear ascendente ao longo dos anos, mostrando o aumento no interesse da presente temática.

Figura 8 – Número de publicações relacionadas ao tema por ano.



Quando se relacionam os artigos aos 10 principais países de origem observa-se uma maior incidência dos Estados Unidos e China.

Figura 9 – Os 10 países que mais publicaram temas relacionados ao estudo.



É possível observar que os periódicos indexados que mais publicam sobre o tema são os descritos na tabela 1.

Tabela 1 – Os 10 periódicos que mais publicaram sobre o tema.

Artigos	Fonte
20	MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING
13	ISIJ INTERNATIONAL
11	METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE
9	STEEL RESEARCH INTERNATIONAL
8	JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY
7	36TH IDDRG CONFERENCE - MATERIALS MODELLING AND TESTING FOR SHEET METAL FORMING
6	MATERIALS & DESIGN
5	ENGINEERING FRACTURE MECHANICS
5	MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY
4	11TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON TECHNOLOGY OF PLASTICITY, ICTP 2014

As 10 instituições com mais pesquisas publicadas sobre o tema podem ser encontradas da tabela 2.

Tabela 2 – As 10 instituições com mais pesquisas publicadas.

Artigos	Instituições
12	shanghai jiao tong univ
12	shinshu univ
9	pohang univ sci & technol



8	northeastern univ
8	Posco
7	colorado sch mines
6	ford motor co
6	ibaraki univ
6	king mongkuts univ technol thonburi
5	jfe steel corp

Quando se analisa os 10 mais citados pelos artigos encontrados são observados na tabela 3.

Tabela 3 – Os 10 artigos mais citados.

Citações	Referências citadas
38	Hasegawa K, 2004, ISIJ INT, V44, P603, DOI 10.2355/isijinternational.44.603
19	Karelova A, 2009, STEEL RES INT, V80, P71, DOI 10.2374/SRI08SP110
18	Sugimoto K, 2000, ISIJ INT, V40, P920, DOI 10.2355/isijinternational.40.920
17	Mori K, 2010, J MATER PROCESS TECH, V210, P653, DOI 10.1016/j.jmatprotec.2009.11.014
14	Bai YL, 2010, INT J FRACTURE, V161, P1, DOI [10.1007/s10704-009-9422-8, 10.1007/S10704-009-9422-8
13	DYSON DJ, 1970, J IRON STEEL I, V208, P469
13	Speer JG, 2004, CURR OPIN SOLID ST M, V8, P219, DOI 10.1016/j.cossms.2004.09.003
13	Wu X, 2012, J MATER PROCESS TECH, V212, P1209, DOI 10.1016/j.jmatprotec.2012.01.006
12	Comstock RJ, 2006, J MATER ENG PERFORM, V15, P675, DOI 10.1361/105994906X150830
12	Sartkulvanich P, 2010, CIRP ANN-MANUF TECHN, V59, P279, DOI 10.1016/j.cirp.2010.03.108

Dentre os artigos encontrados, os títulos dos 3 mais citados até o momento da pesquisa (20/04/2019) foram: *A modified damage model for advanced high strength steel sheets* (citado 64 vezes); *Experimental and theoretical formability analysis using strain and stress based forming limit diagram for advanced high strength steels* (citado 60 vezes) e *New Trends in Advanced High Strength Steel Developments For Automotive Application* (citado 54 vezes).

Avaliando os três artigos mais citados, é possível verificar que existe uma preocupação nos avanços de aços de alta resistência para aplicações estampagem, conforme Schmitt e Iung (2018) as tendências de aplicação de aços desde o aço de primeira geração até a terceira geração de aços de alta resistência, incluindo aços de mais alto Módulo de Young e baixa densidade. Os mesmos mostram que o grande desafio ainda é a conformação, visto a necessidade de melhorias constantes nos desenvolvimentos de aço.

No artigo de Panich et al. (2013) utilizou-se dos métodos de Von Mises, Hill, YLD2000-2D combinado com a lei de dureza de Swift e a lei de dureza modificada de Voce, para calcular o FLSD (*Forming limit stress diagram*) e O DLC, no qual observou-se que o DLC convencional não era suficiente para prever a falha do material durante o processo. Mostrou que o FLSD é mais preciso trabalhando em função do limite de escoamento e da dureza em vez de trabalhar apenas com os alongamentos. Quando buscado uma relação com a expansão de furo o FLSD também se mostrou mais preciso ao prever a falha para aços DP780 e TRIP780.

Chung, K. et al. (2011), o artigo mais citado, utilizando o Software ABAQUS/Explicit FEM, valendo-se da função de Hill, calculou através do modelo início da trinca durante o processo de expansão de furo. O estudo utilizou três diferentes graus de aço a fim de validar a metodologia para os diferentes comportamentos (340R aço de alta resistência com 340 MPa mínimo de Limite de resistência, TRIP 590 e TWIP 980), embora se mostra-se eficaz segundo o autor, é necessário mais estudos sobre o tema para aumentar a acurácia e a robustez das simulações em geral.

## Conclusão

Utilizando uma metodologia de busca relacionando aços avançados de alta resistência e mecanismo de flangeamento observou-se um crescimento nos últimos 10 anos em estudos sobre o tema e encontrou-se três artigos que devem ser considerados chave por seu número de citações e relação com a busca.

Os artigos mostram a necessidade da evolução dos aços para conformações mecânicas. Foi possível observar que tanto no modelo empírico utilizando Diagramas Limite de Conformação, quanto utilizando o critério de dano é possível prever o início da trinca, porém ainda é necessário mais estudos para aumento da precisão ainda durante o projeto do ferramental e especificação do aço. Com o aumento da precisão, é possível utilizar o grau de aço mais adequado ao processo, reduzindo custos com materiais.

## Referências

AYADA, M., HIGASHINO, T., AND MORI, K. Central bursting in extrusion of inhomogeneous materials. **Advanced Technology of Plasticity**, v. 1, p. 553–558, 1987.

BROZZO, P.; DELUCA, B.; RENDINA, R. A new method for the prediction of formability in metal sheet, sheet metal forming and formability. In *Proceeding of the Seventh Biennial Conference of the IDDRG*, 1972.



CALLISTER, W. D. Jr. **Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais: uma abordagem integrada**. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2011, 724 p.

CHUNG, K. A modified damage model for advanced high strength steel sheets. **International Journal of Plasticity**, v. 27, n. 10, p. 1485-1511, 2011.

COCKCROFT, M. G.; LATHAM, D. J. Ductility and The Workability of Metals. **Journal of The Institute of Metals**, v. 96, p. 33-39, 1968.

DUGDALE, D. S. J. Yielding of Steel Sheets Containing Slits. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 8, n. 2, p. 100-104, 1960.

FERREIRA, J. L.; TEPEDINO, J. O. A.; WOLFF, M.A. Avaliação do Efeito da Folga na Qualidade da Borda de Corte e na Capacidade de Flangeamento de Aços IF, HSLA e Dual Phase – **Congresso Internacional da SAE**, 2013.

FREUDENTHAL, F. A. The Inelastic Behavior of Solids. Nova York: Wiley, 1950. **Cit. n:** GOUVEIA, B. P. P. A.; RODRIGUES, J. M. C.; MARTINS, P. A. F. Fracture Predicting in Bulk Metal Forming. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 38, n. 4, p. 361-372, 1996.

GOODWIN, G. M. Metall. Edital, 1968. **Cit In:** RODRIGUES, J.; MARTINS, P.; **Tecnologia Mecânica: Tecnologia da Deformação Plástica**, vol. 1 – Fundamentos Teóricos. Lisboa: Escolar Editora, 2005.

GRIFFITH, A. A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. **Phil. Trans. Ray. Soco of London**, A221, p. 163–197, 1920.

HELD, C. et al. Investigation on advanced forming limit prediction techniques for high strength steels. **IDDRG 2009 International Conference, Golden, CO, USA**, p. 461-470, 2009.

HILL, R. A Theory of Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metal. **Proceedings of the Royal Society of London**, A193, p. 281-297, 1948.

INGLIS, C. E. Stresses in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners. **Trans. Inst. Naval Architects**, v. 55, p. 219-241, 1912.

KEELER, S. P. Determination of forming limits in automotive stampings. **Sheet Met. Ind.**, n. 42, p. 683-691, 1965.

MACKENSEN, A. et al. Determination of the hole expansion properties of AHSS using an optical 3D deformation system. **IDDRG 2009 International Conference**, Golden, CO, USA, p. 547-558, 2009.

McEWAN, C. et al. A new approach to predicting edge splits – the combined FLC/HEC diagram. **IDDRG 2009 International Conference**, Golden, CO, USA, p. 65-72, 2009.

NITTA, J. et al. Development of the practical evaluation test and a study of a numerical evaluations of edge fracture for stretch flangeability of sheet metal forming. **IDDRG 2009 International Conference**, Golden, CO, USA, p. 461-470, 2009.

OH, S.; CHEN, C. C.; KOBAYASHI, S. Ductile failure in axisymmetric extrusion and drawing, Part 2, workability in extrusion and drawing. **J. Eng. Ind.**, v. 101, p. 36-44, 1979.

PANICH, S et al. Experimental and theoretical formability analysis using strain and stress based forming limit diagram for advanced high strength steels. **Materials & Design**, v. 51, p. 756-766, 2013.

RICE, J. R.; TRACEY, D. M. On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Field. **Journal of Mechanics and Physics of Solids**, v. 17, n. 3, p. 201-217, 1969.

ROSSMANITH, H. P. **Fracture Research in Retrospect: An anniversary volume in honour of G.R. Irwin's 90th birthday**. 1. ed. CRC Press, 1997, 584 p.

SCHMITT, J. H.; IUNG, T. New development of advanced high-strength steels for automotive applications. **Comptes Rendus Physique**, v. 19, p. 641-656, 2018.



TEPEDINO, J. O. A. **Aplicação de curvas limite de conformação na previsão de rupturas em bordas de peças estampadas**. 2014. 94 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas). Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.

VON MISES, R. “Mechanik der festen Körper im plastisch deformablen Zustand”. *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen. Mathematisch-Physikalische Klasse*, v. 1, p. 582–592, 1913.

IRWIN, G. R. **Fracture Dynamics. Fracturing of Metals**. Cleveland: American Society of Metals, p.147-166, 1948.

WEELS, A. A. Unstable Crack Propagation in Metals – Cleavage and Fast Fracture. **Proceedings of Cranfield Crack Propagation Symposium**, Cranfield College of Aeronautics, 1961. p. 210.

Adesivos Estruturais: uma ferramenta para redução de peso – cases de sucesso (*Structural Adhesives: a weight reduction tool - Successful Cases*)

### **Resumo**

Um passo importante para a redução de peso é substituir materiais convencionais (aço e ferro fundido) por materiais mais leves, como aços de alta resistência, ligas de alumínio e compósitos poliméricos. Nesse cenário, os adesivos estruturais podem apresentar grandes benefícios como método de união, uma vez que possibilitam a união eficiente de materiais dissimilares, são facilmente adaptáveis aos processos produtivos das montadoras e curam a temperatura ambiente. Essa palestra tem como objetivo mostrar que o adesivo estrutural não é apenas um método para unir materiais, mas uma ferramenta capaz de reduzir custos, aumentar a produtividade e melhorar o desempenho de peças.

### **Palestrante**

Gabriel Matos da Silva (LORD Corporation)





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## ANÁLISE DO RETORNO ELÁSTICO NO PROCESSO DE DOBRAMENTO EM “V” EM AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Rafael Pandolfo da Rocha <sup>(1)</sup>

Luis Fernando Folle <sup>(2)</sup>

Bruno Cordeiro <sup>(3)</sup>

Matheus Riffel <sup>(4)</sup>

Lírio Schaeffer <sup>(5)</sup>

### Resumo

Embora sejam empregados na indústria automobilística massivamente, para fins de fabricação de veículos mais leves e resistentes, os aços avançados de alta resistência (AHSS), mais especificamente, os aços bifásicos, ou Dual Phase, possuem pouca referência na literatura quanto ao seu comportamento mecânico, sobretudo quando analisado o fenômeno de recuperação elástica, ou Springback, oriundo dos processos de conformação mecânica. Dessa forma, este trabalho tem como objetivo analisar a influência dos parâmetros de dobra, em especificamente, o efeito do deslocamento do punção no retorno elástico em tiras de aço de alta resistência. Foram realizados, assim, quatro tipos de ensaios de dobramento em matriz “V”, os quais se diferenciavam entre si em função dos deslocamentos realizados pelo punção, empregando, assim, tiras metálicas provenientes dos aços DP600 e DP780. Nesse aspecto, foram analisados o desenvolvimento da força de dobra e do retorno elástico nesses quatro processos de dobramento, com vistas a comparar aos resultados previstos pelas formulações constantes na literatura e, se atendida certa previsão nos resultados, validá-las para os processos executados, bem como para os materiais empregados. Para esses dois aços, notou-se que, a partir de 10 e até 20 mm de deslocamento, a força aplicada pelo punção tinha uma tendência a se reduzir, o que era previsto por formulação. No entanto, assim que assumida a posição de 23 mm, a força crescia-se abruptamente, motivada em função do contato com o fundo da abertura da matriz. À medida em que o deslocamento do punção aumentava, reduzia-se, em contrapartida, os raios de dobra e os ângulos de abertura das tiras metálicas conformadas. O desenvolvimento do retorno elástico esteve, por sua vez, interligado à força aplicada, de forma que, para os processos em que o carregamento aplicado era superior, menor era a intensidade desse fenômeno.

**Palavras-Chave - Aços bifásicos. Dual Phase. Dobramento de chapas. Retorno elástico.**

<sup>(1)</sup> Engenheiro Mecânico, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, rafar44@hotmail.com;

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Eng., Centro Universitário Ritter dos Reis, folle.luis@gmail.com;

<sup>(3)</sup> Engenheiro Mecânico, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, bruno.cordeiro@ufrgs.br;

<sup>(4)</sup> Engenheiro Mecânico, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, matheusriffel@hotmail.com;

<sup>(5)</sup> Prof. Dr. Ing., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, schaeffer@ufrgs.br;

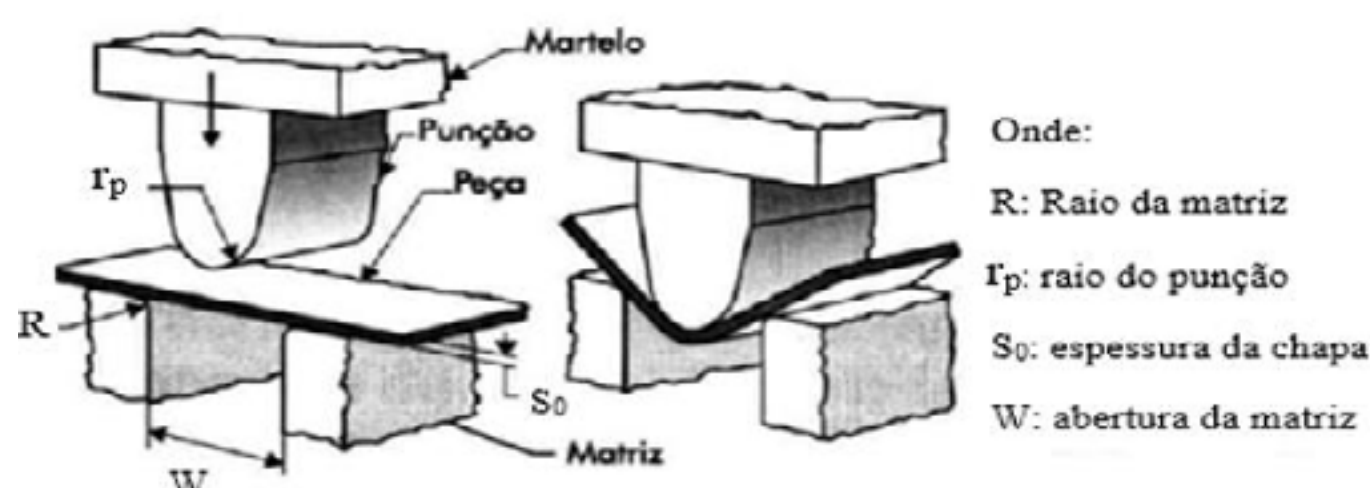
## 1. INTRODUÇÃO

Os aços bifásicos, ou Dual Phase, constituintes do grupo dos aços avançados de alta resistência (AHSS), estão sendo empregados amplamente no setor automobilístico, dada a peculiaridade desses em combinar elevada resistência mecânica a uma considerável ductilidade, o que contribui com a redução de peso quando da fabricação de automóveis e, inclusive, com a melhoria à conformabilidade. Embora sejam obtidos por tratamento térmico, não é incomum empregar quaisquer processos de reaquecimento nos aços Dual Phase, sobretudo quando da necessidade de lhes conferir alterações à sua microestrutura e, por conseguinte, ao seu comportamento mecânico [1].

O emprego dos aços avançados de alta resistência na indústria automobilística vem sofrendo uma considerável limitação, motivada por dificuldades em manter a sua precisão dimensional quando conformados. Assim, ressaltam que esse problema se concentra no retorno elástico, sobretudo pela inviabilidade de montar os componentes derivados dos AHSS e, inclusive, por questões estéticas, fatores esses que precisam ser correlacionados com os parâmetros de ferramenta e de processo, bem como levados em conta durante o projeto dos seus produtos [2].

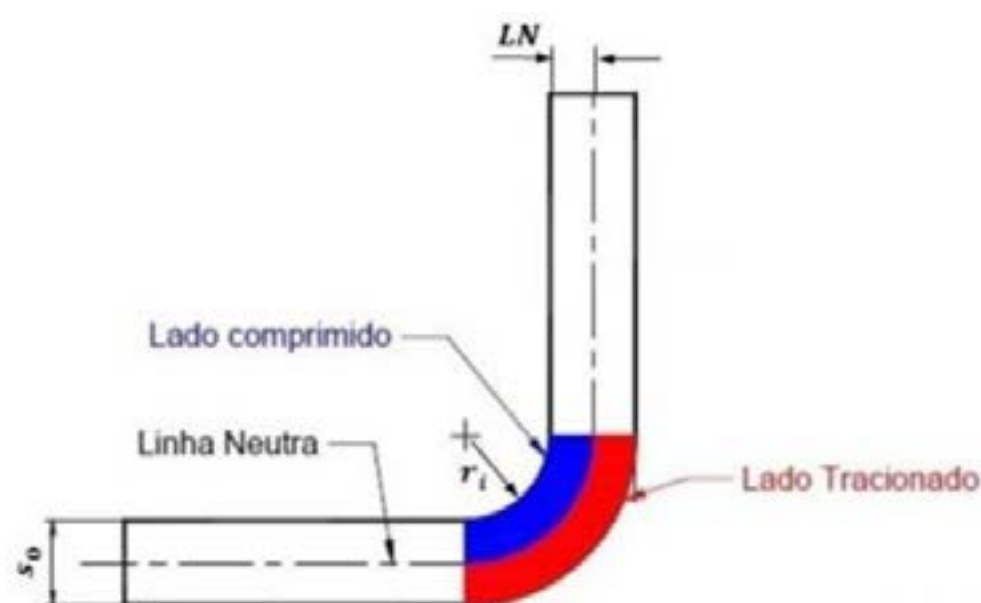
No que tange aos processos de estampagem, o dobramento é considerado como uma operação unitária, a partir da qual elementos retos de chapas são transformados em elementos curvos. Além disso, salienta-se que esse processo é caracterizado pela não-uniformidade e não-homogeneidade da deformação, motivadas pela relação direta estabelecida entre essas e a posição da seção transversal, referenciada a partir da linha neutra da peça [3].

Nesse viés, o dobramento é descrito como o processo em que uma determinada chapa metálica sofre deformação por flexão, proveniente do movimento e da energia oriundos de prensas. Dessa maneira, o formato da peça é obtido pela interação entre punção e matriz específicos [4], conforme demonstrado na figura 1.



**Figura 1:** Representação do processo de dobramento. Adaptado de [4].

Quando da realização da operação de dobramento, a chapa é submetida a esforços aplicados em duas direções opostas, a fim de desenvolver a flexão e a deformação plástica. O resultado desse processo, por sua vez, é a mudança superficial da chapa metálica, a qual passa de uma superfície plana para duas superfícies concorrentes, em ângulo, munida de raio de concordância em sua junção [5], conforme pode ser averiguado através da figura 2.



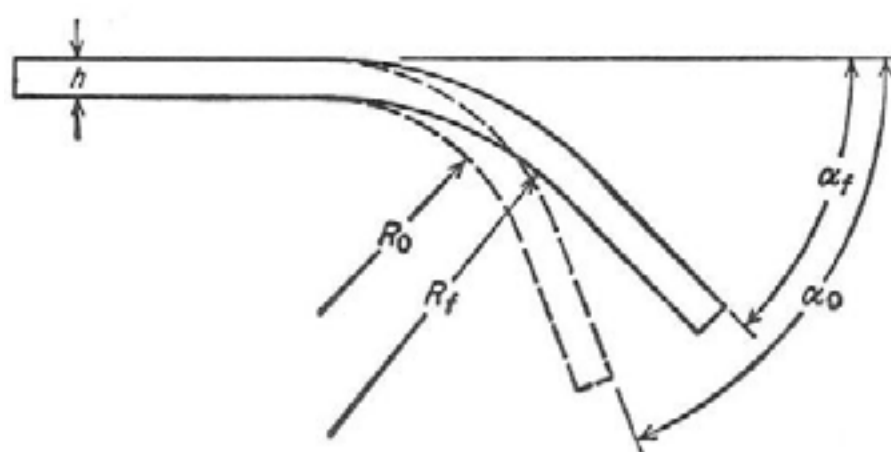
**Figura 2:** Representação das zonas de tração e compressão). Retirado de [6].



Durante o processo de dobramento, mais precisamente, na seção transversal da região em que está concentrada a dobra, nota-se a existência de duas regiões, a saber: região de deformação elástica e região de deformação plástica. Dessa forma, destaca-se que, embora apresentem características de deformação (elástica e plástica), essas duas regiões são deformadas por esforços trativos e compressivos, cuja localização da zona de tração (+) e de compressão (-), em relação à linha neutra (LN), depende da orientação do esforço aplicado [3].

Em função da realização desse processo de conformação, surge o fenômeno retorno elástico, o qual, também denominado de springback, é motivado pela concentração de energia elástica residual no metal conformado, oriunda da deformação não-linear acometida à peça. Desse modo, a energia proveniente do processo fica armazenada durante a sua realização, ao passo que, quando da remoção do esforço aplicado pela ferramenta, a energia residual impõe à peça uma tendência de retorno à sua posição de equilíbrio, como se fosse a sua posição inicial, o que evidencia que o formato final da peça depende, além do contorno da matriz, da energia elástica estocada no material enquanto esse está sendo deformado plasticamente [7].

Caracteriza-se o retorno elástico, ou recuperação elástica, como a variação dimensional que uma determinada peça sofre quando removida a pressão exercida pela ferramenta de dobra, motivada pela redução da deformação total devido à recuperação elástica, cujas representações do ângulo desejado ( $\alpha_0$ ) e do ângulo efetivamente obtido ( $\alpha_f$ ) podem ser averiguadas pela figura 3. Ademais, é notório que fenômeno de recuperação elástica será mais contundente quanto maior for o limite de escoamento, menor o módulo de elasticidade e maior a deformação plástica [8].



**Figura 3:** Representação do retorno elástico. Retirado de [8].

É notório que o acréscimo da tensão de escoamento do material, sobretudo dos aços avançados de alta resistência (AHSS), contribui para redução da conformabilidade das chapas e, em contrapartida, aumenta o seu respectivo retorno elástico. Ademais, ressalta-se que o fenômeno de recuperação elástica depende da combinação de uma série de parâmetros de processo, a saber: propriedades dos materiais, temperatura, formas e dimensões das ferramentas, condições de atrito e de contato, bem como da espessura e do comprimento das amostras do material, dentre outros aspectos do processo de dobra [9].

No entanto, salienta-se que o retorno elástico depende, além do limite de escoamento do material e do processo de dobramento, do raio de dobramento, de forma que, quanto menor o raio de dobra, menor serão as forças elásticas e, conseqüentemente, menor o retorno elástico [10]. Ademais, considera-se que a determinação do retorno elástico através do método de tentativa e erro é mais apropriada para encontrar o perfil adequado da matriz. Concomitantemente, é dito que, além de reduzir o raio de curvatura para uma dimensão menor do que a desejada, outros fatores, como, por exemplo, a conformação a altas temperaturas e o calçamento do punção ao fundo da matriz, auxiliam na redução do retorno elástico [8].

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1. Amostras

Em concordância com a norma ABNT NBR ISO 7438:2016, foram selecionadas 12 amostras de aço DP600 e 12 de aço DP780, com dimensões de 250 mm de comprimento e 20 mm de largura. No entanto, no tocante à espessura, é imprescindível destacar que o aço DP600 apresentava uma espessura de 1,5mm, enquanto a espessura do aço DP780 era de 1mm, materiais esses que, por sua vez, assumiram o formato de tiras. Ademais, conforme constam das tabelas 1 e 2, foram extraídos as

propriedades mecânicas desses aços em trabalhos científicos, com vistas a encontrar um valor médio dessas informações e, conseqüentemente, adotá-lo quando da realização dos cálculos teóricos de força de dobra e de retorno elástico.

**Tabela 1** - Propriedades mecânicas do aço DP600. Adaptado de [1], [11] e [12].

Aço DP600			
Autores	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento Máximo (%)
Tigrinho (2011)	385	602	23
Martins (2015)	388	631	16,8
Tepedino (2014)	368	633,3	26,3
<b>Média</b>	<b>380,3</b>	<b>622,1</b>	<b>22,03</b>

**Tabela 2** - Propriedades mecânicas do aço DP780. Adaptado de [13], [14] e [15].

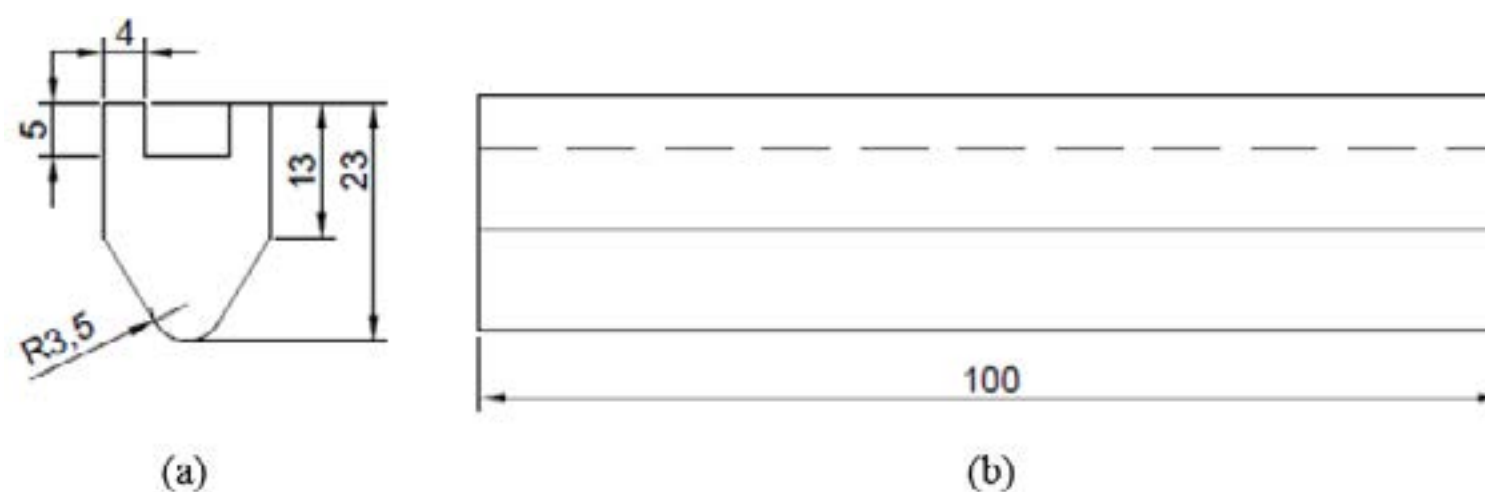
Aço DP780			
Autores	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento Máximo (%)
Caetano (2015)	464	791	13,4
Pereira, Bustamante e Ferreira (2015)	437	841	17,6
Faria Neto (2015)	604,9	864,43	23,73
<b>Média</b>	<b>502</b>	<b>832,1</b>	<b>18,24</b>

Ademais, é notório que a determinação das propriedades mecânicas desses aços bifásicos, por intermédio da revisão de três autores constantes da literatura, pode culminar em imprecisão quando da realização dos cálculos da força e do raio mínimo de dobra. Justifica-se tal assertiva com base na prerrogativa de que, para cada lote de material, há oscilações das propriedades mecânicas, evidenciando, assim, a necessidade de realização dos ensaios de tração, o que não fora executado em função da quantidade de amostras limitada desses aços.

No tocante ao Módulo de Young, ou Módulo de Elasticidade (E), mais especificamente, para os aços DP's adotados, é estimado em 200 GPa<sup>[9]</sup>.

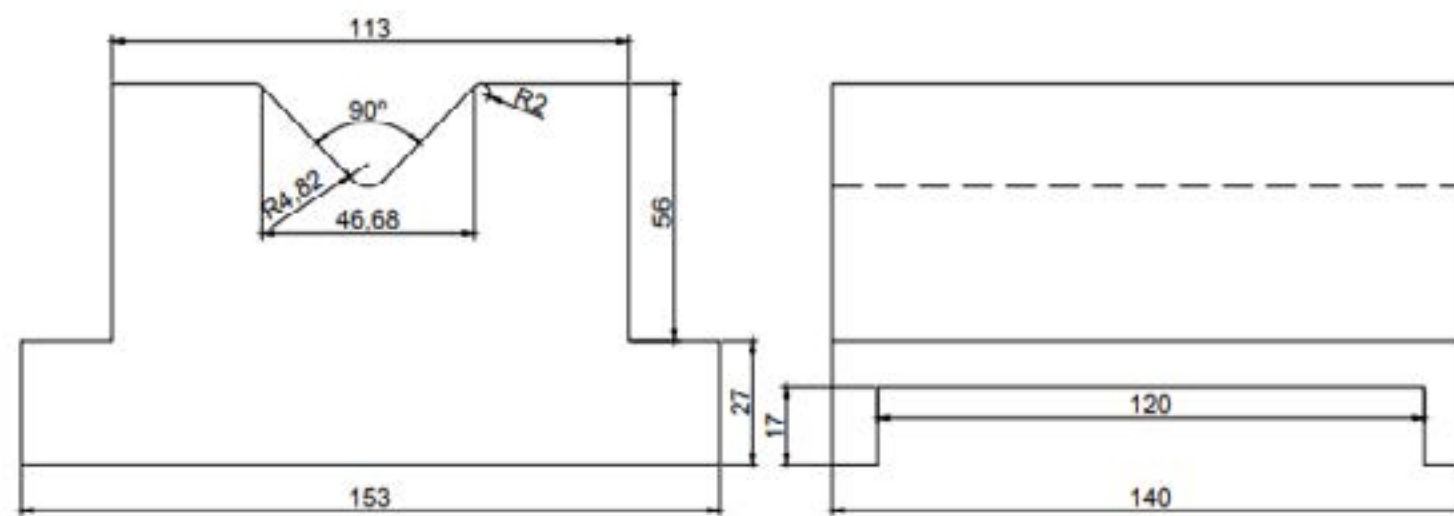
## 2.2. Ensaio de Dobramento em V

Desse modo, esses aços Dual Phase foram submetidos ao processo de dobramento em matriz "V", processo esse que fora conduzido na máquina universal de ensaios, a EMIC DL 10000, com capacidade de carga de, no máximo, 100 kN. Os dados coletados de deslocamento e de força aplicada pelo punção são coletados pelo software da máquina, o Tesc 3.04. Por sua vez, o ferramental adotado fora um punção metálico (figura 4) e uma matriz de madeira (figura 5), para fins de execução dos processos de dobra.



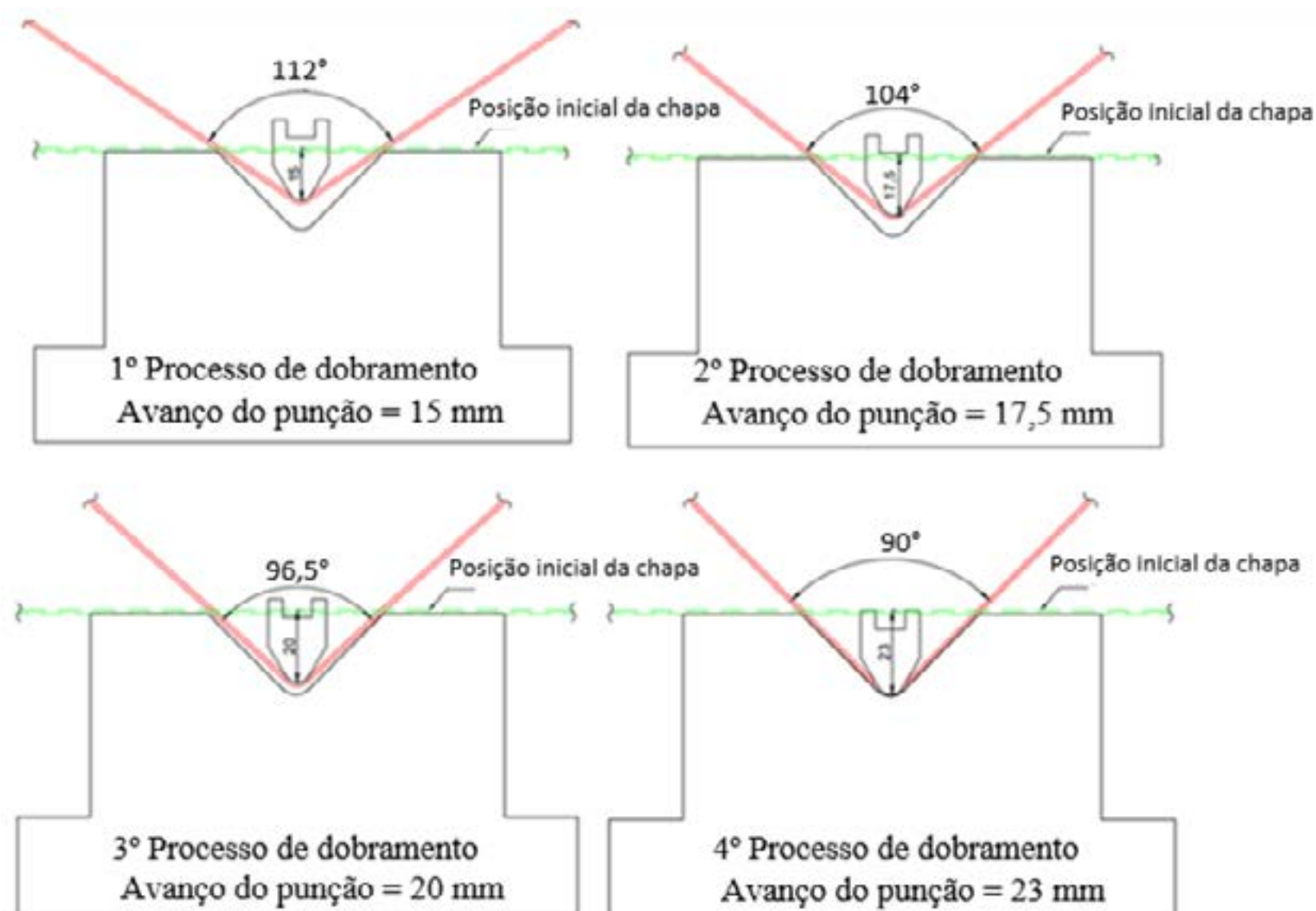
**Figura 4:** Representação do punção metálico. Vista frontal (a) e Lateral Esquerda (b).





**Figura 5:** Representação da matriz de madeira. Vista frontal (a) e Lateral Esquerda (b).

Sendo assim, o desenvolvimento dos processos de dobramento em “V” foram em divididos em quatro etapas distintas, diferenciadas entre si através dos quatro deslocamentos verticais assumidos pelo punção (15 mm, 17,5 mm, 20 mm e 23 mm), de forma que, para cada valor de deslocamento, eram realizados três ensaios de dobramento para cada aço Dual Phase. Nesse aspecto, procedeu-se os processos de dobra, primeiramente, às amostras de aço DP600, ao passo que, quando concluídas as quatro etapas de dobra, iniciou-se o processo de dobramento para o aço DP780, processos que respeitaram à ordem crescente dos avanços do punção, cuja representação do projeto dos dobramentos a serem realizados e de seus respectivos ângulos de abertura podem ser vistos através da figura 6.



**Figura 6:** Projeto dos processos de dobramento em V.

Todavia, é de suma importância destacar que, nos processos de dobramento em “V” executados, a limitação do deslocamento vertical do punção foi determinada e programada por intermédio do software da EMIC, o Tesc 3.04, de forma que, quando atingido o valor programado, a máquina cessava o deslocamento. Destaca-se que os dobramentos foram realizados com uma velocidade do punção de 20 mm/min, a fim de que não sejam promovidos quaisquer empecilhos à deformação plástica do material.

### 2.3. Metodologia de Cálculo Aplicada

Com a finalidade de prever o comportamento dos aços bifásicos quando submetidos ao processo de dobramento, através de formulações constantes da literatura, foram determinadas as variáveis indispensáveis à realização dos cálculos, de acordo com as tabelas 3 e 4.

**Tabela 3 – Variáveis das tiras de aço DP600.**

Processo	Deslocamento do Punção (h)	Ângulo interno de dobra ( $\alpha$ )	Ângulo externo de dobra ( $\beta_1/2$ )	Largura da chapa (b)	Espessura da chapa ( $s_0$ )	Distância entre apoios (W)	Raio do punção ( $r_p$ )	Coefficiente de atrito ( $\mu$ )	Tensão de Escoamento ( $\sigma_e$ )	Módulo de Elasticidade (E)
1º Processo de dobra	15 mm	112°	34°	20 mm	1,5 mm	46,68 mm	3,5 mm	0,1	380,3 MPa	210 GPa
2º Processo de dobra	17,5 mm	104°	38°	20 mm	1,5 mm	46,68 mm	3,5 mm	0,1	380,3 MPa	210 GPa
3º Processo de dobra	20 mm	96,5°	41,75°	20 mm	1,5 mm	46,68 mm	3,5 mm	0,1	380,3 MPa	210 GPa
4º Processo de dobra	23 mm	90°	45°	20 mm	1,5 mm	46,68 mm	3,5 mm	0,1	380,3 MPa	210 GPa

**Tabela 4 – Variáveis das tiras de aço DP780.**

Processo	Deslocamento do Punção (h)	Ângulo interno de dobra ( $\alpha$ )	Ângulo externo de dobra ( $\beta_1/2$ )	Largura da chapa (b)	Espessura da chapa ( $s_0$ )	Distância entre apoios (W)	Raio do punção ( $r_p$ )	Coefficiente de atrito ( $\mu$ )	Tensão de Escoamento ( $\sigma_e$ )	Módulo de Elasticidade (E)
1º Processo de dobra	15 mm	112°	34°	20 mm	1 mm	46,68 mm	3,5 mm	0,1	502 MPa	210 GPa
2º Processo de dobra	17,5 mm	104°	38°	20 mm	1 mm	46,68 mm	3,5 mm	0,1	502 MPa	210 GPa
3º Processo de dobra	20 mm	96,5°	41,75°	20 mm	1 mm	46,68 mm	3,5 mm	0,1	502 MPa	210 GPa
4º Processo de dobra	23 mm	90°	45°	20 mm	1 mm	46,68 mm	3,5 mm	0,1	502 MPa	210 GPa

Com a finalidade de estimar a força de dobra ( $F_d$ ) necessária para o processo, prevê-se a necessidade de associar as variáveis do processo de dobra, a exemplo do raio do punção ( $r_p$ ) e o ângulo externo no dobramento ( $\beta_1$ ), concomitantemente aos parâmetros fixos, a saber: espessura ( $s_0$ ) e largura ( $b$ ) da chapa, bem como a distância entre os apoios ( $W$ ), a tensão de escoamento do material ( $\sigma_e$ ) e o coeficiente de atrito ( $\mu=0,1$ ) [6], parâmetros esses correlacionados na equação 1.

$$F_d = \frac{\sigma_e \cdot b \cdot s_0^2 \cdot \cos \frac{\beta_1}{2} \left( \cos \frac{\beta_1}{2} + \mu \cdot \sin \frac{\beta_1}{2} \right)}{W - 2 \cdot (r_p + s_0) \cdot \sin \frac{\beta_1}{2} + \mu \cdot s_0 \cdot \cos \frac{\beta_1}{2}} \quad (1)$$

Por sua vez, para determinação do raio mínimo de dobra ( $r_{min}$ ), é necessário considerar a espessura da chapa ( $s_0$ ), bem como o percentual de alongamento máximo da chapa quando submetida a ensaios de tração (Al %) [5], conforme descreve a equação 2.

$$r_{min} = \frac{50 \cdot s_0}{Al \%} - \frac{s_0}{2} \quad (2)$$

Quantifica-se a recuperação elástica com base num fator de retorno elástico ( $K$ ), o qual, inclusive, está atrelado ao módulo de elasticidade do material ( $E$ ), à largura ( $b$ ) e à espessura da tira ( $s_0$ ), bem como ao momento de dobramento ( $M_z$ ) e ao raio de dobramento ( $r$ ) [10], conforme demonstrado pelas formulações 3, 4 e 5.

$$K = \frac{\alpha_0}{\alpha_f} \quad (3)$$

$$K = 1 - \frac{12 \cdot M_z \cdot (r - 0,5 \cdot s_0)}{E \cdot b \cdot s_0^3} \quad (4)$$

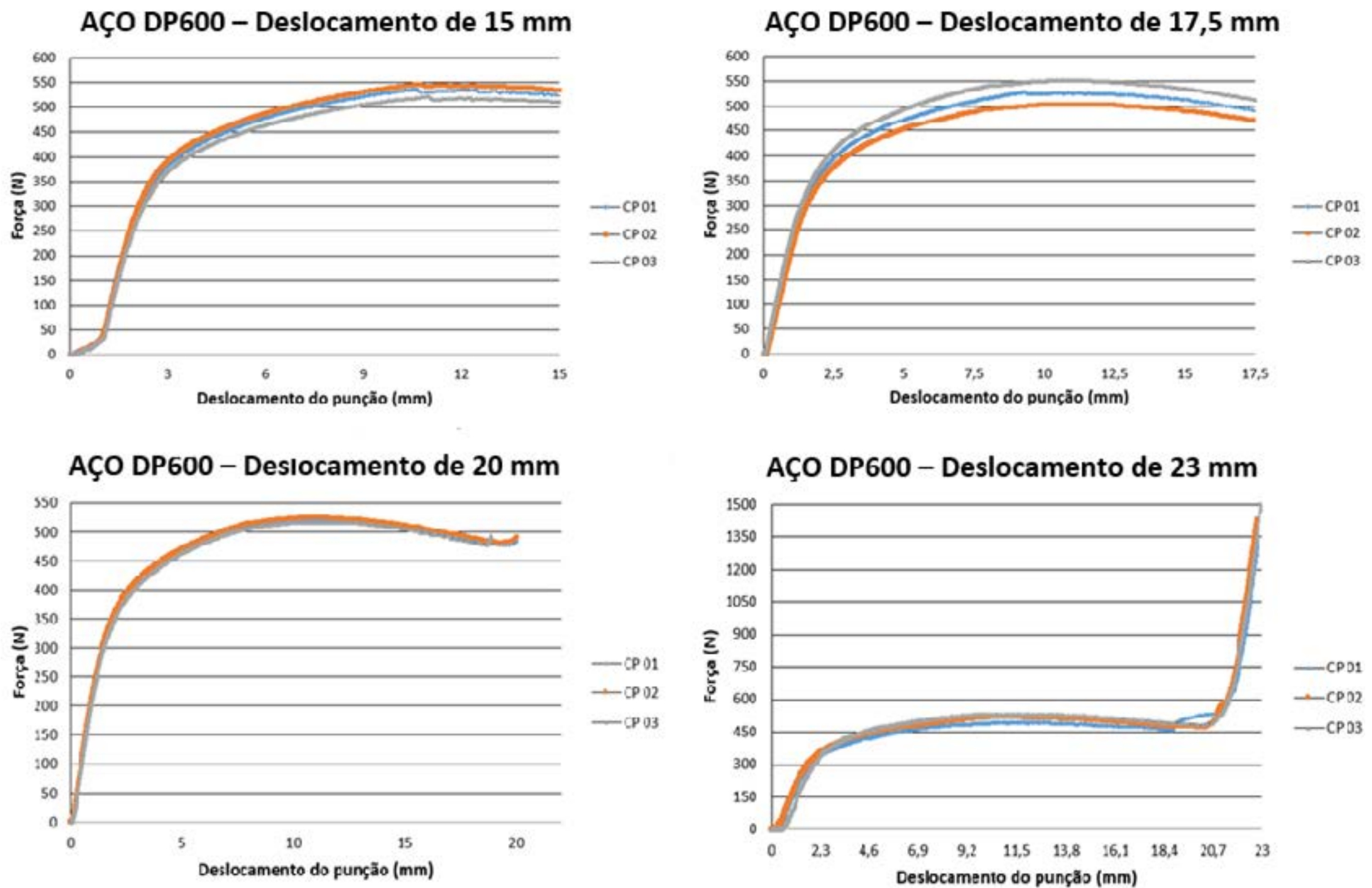
$$M_z = \frac{F_d \cdot W}{4} \quad (5)$$



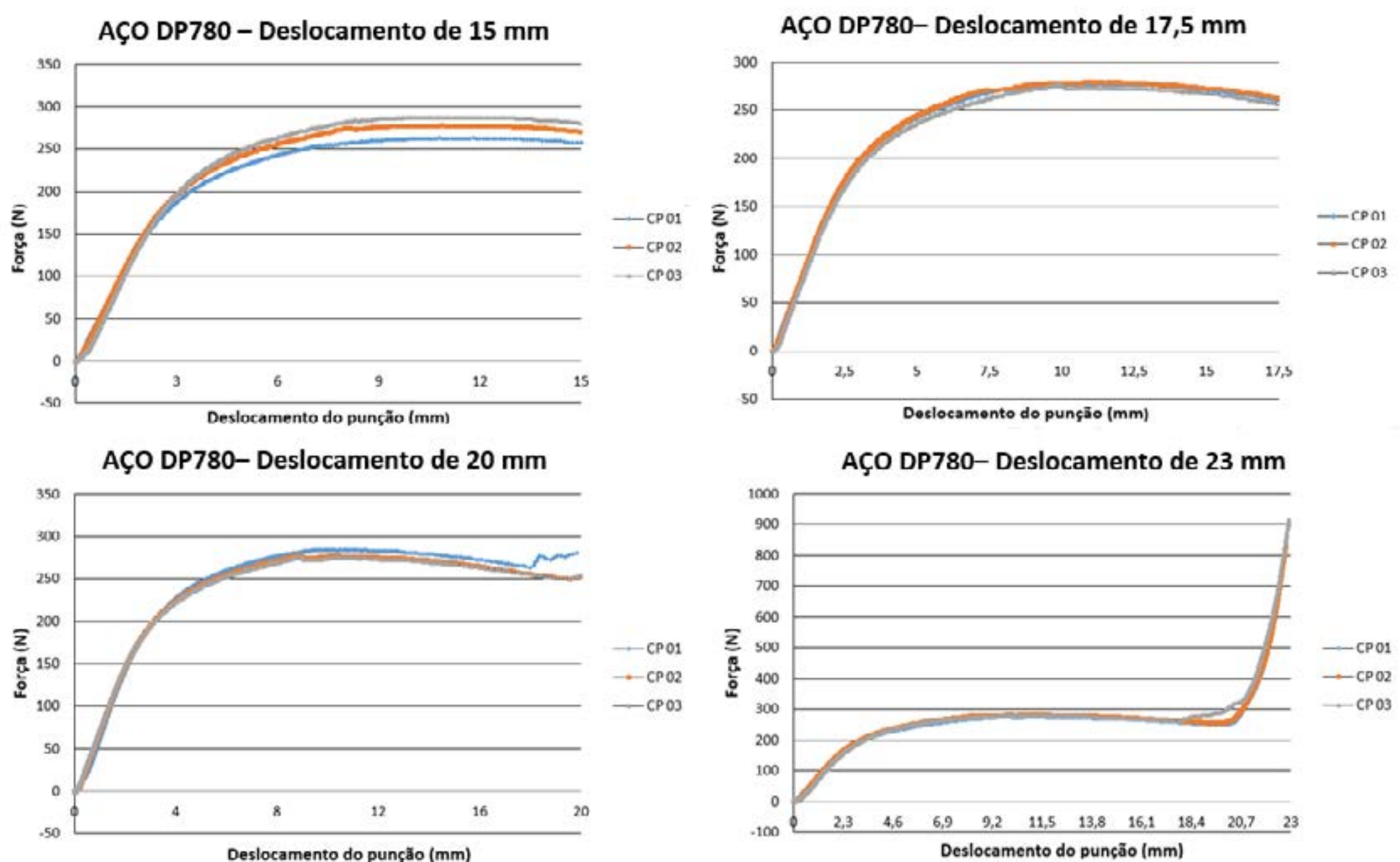
### 3. RESULTADOS

#### 3.1. Força de Dobra

Conforme pode ser averiguado pelas figuras 7 e 8, são representadas as forças de dobra para cada processo executado, em função do deslocamento do punção. Destaca-se que esses dados foram coletados pelo software da Emic (Tesc 3.04) e, posteriormente, inseridos no MS Excel para representação gráfica.



**Figura 7:** Força de dobra efetiva para cada processo de dobramento empregado para DP600.



**Figura 8:** Força de dobra efetiva para cada processo de dobramento empregado para DP780.

Nesse aspecto, percebeu-se que a equação 1, destinada a previsão da força de dobra para os processos de dobramento executados, não é apropriada aos processos de dobramento em V, sobretudo quando voltada aos aços bifásicos, conforme o percentual de erro demonstrado nas tabelas 5 e 6.

**Tabela 5** – Percentual de erro entre as forças medidas e calculadas para o Aço DP600.

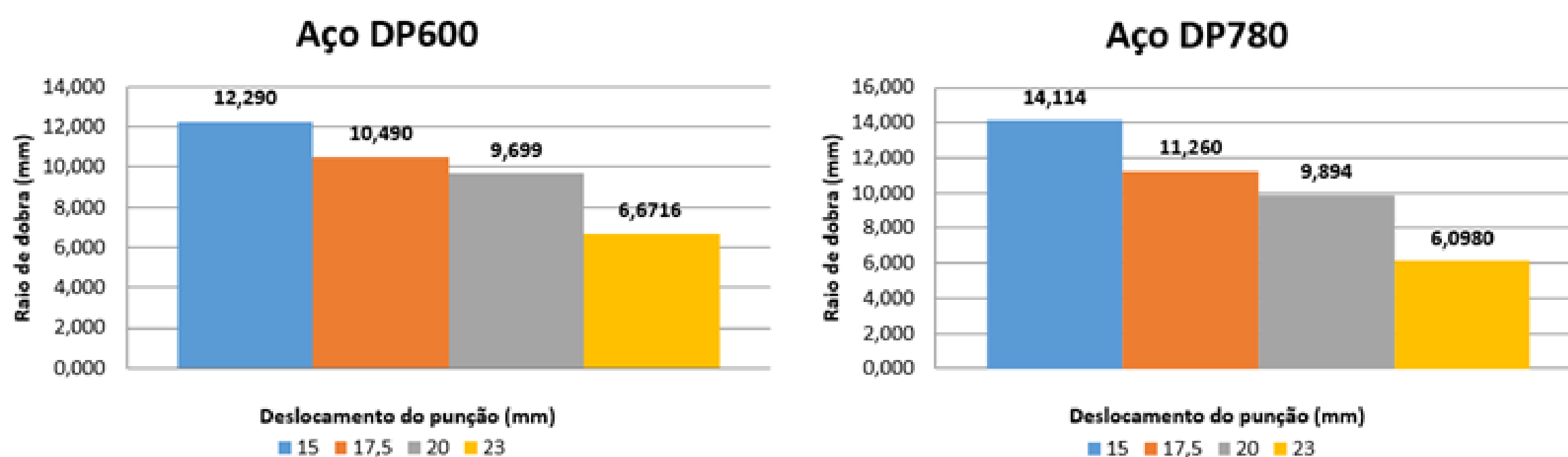
Processo	Deslocamento do Punção (mm)	Força - Lange (1990, apud FREES,2017) (N)	Força média aferida pela máquina (N)	Erro (%)
1º Processo de dobra	15	304,7	520	41,40
2º Processo de dobra	17,5	281,9	500	43,62
3º Processo de dobra	20	258,3	490	47,29
4º Processo de dobra	23	237	1480	83,99

**Tabela 6** – Percentual de erro entre as forças medidas e calculadas para o Aço DP780.

Processo	Deslocamento do Punção (mm)	Força - Lange (1990, apud FREES,2017) (N)	Força média aferida pela máquina (N)	Erro (%)
1º Processo de dobra	15	176,5	270	34,63
2º Processo de dobra	17,5	163	258	36,82
3º Processo de dobra	20	149,3	265	43,66
4º Processo de dobra	23	136,7	890	84,64

### 3.2. Raio de dobra e ângulo de abertura

No tocante ao raio de dobra, verificou-se que esse está, de forma geral, interligado ao deslocamento do punção, uma vez que, à medida em que o deslocamento do punção aumenta, reduz-se a intensidade do raio de dobra, conforme figura 9.

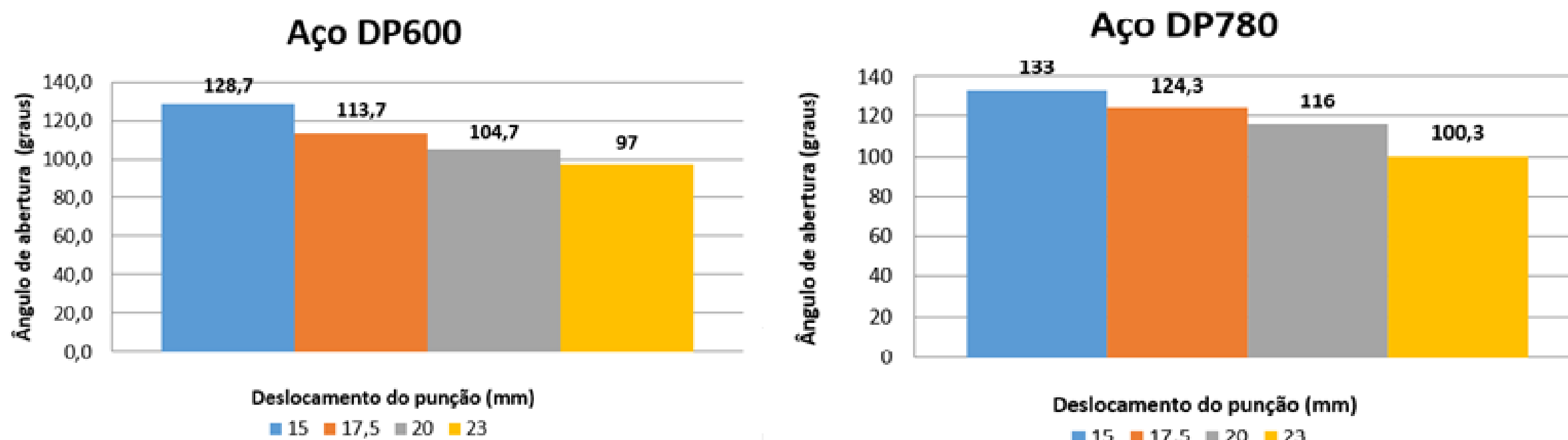


**Figura 9:** Comparação do raio de dobra com o deslocamento do punção.

Por intermédio da equação 2, foram mensurados os raios mínimo de dobra para os aços DP600 e DP780, sendo esses  $2,65\text{ mm}$  e  $2,24\text{ mm}$ , respectivamente. Conforme sintetizado na figura 9, averigua-se que a faixa de raio de dobra obtida varia de 6 a 14 mm e que, portanto, não se encontra aquém aos valores do raio mínimo de dobra, fazendo com que a hipótese de propagação de trinca e/ou fratura seja descartada. Tal assertiva é, ainda, validada pelos resultados experimentais, de tal modo que não foram constadas trincas na região do raio de dobra das amostras.

Por sua vez, o comportamento do ângulo de abertura em função do deslocamento do punção pode ser observado pela figura 10. Dessa forma, notou-se que, à medida que o deslocamento do punção aumenta, reduz-se o ângulo de abertura.





**Figura 10:** Comparação do ângulo de abertura com o deslocamento do punção.

### 3.3. Retorno Elástico

A determinação do fator do retorno elástico efetivo deu-se pelo quociente entre o ângulo de projeto, ou o ângulo de abertura, e o ângulo em que a peça permanece efetivamente quando findado o processo de dobra (equação 3). Em contrapartida, o fator de retorno elástico teórico deu-se pela equação 4, cuja comparação entre o teórico e o efetivo pode ser contemplada pelas tabelas 7 e 8, constando-se, assim, que a equação 4 é apropriada para previsão do fator de retorno elástico, dado que o percentual de erro entre esses é inferior a 10%.

**Tabela 7 –** Comparação do fator de retorno elástico efetivo com o teórico para os aços DP600.

Amostra	Deslocamento do Punção (mm)	Fator de Retorno Elástico Efetivo	Fator de Retorno Elástico - Schaeffer (2016)	Erro (%)
CP01	15	0,868	0,941	7,7
CP02	15	0,868	0,941	7,7
CP03	15	0,875	0,941	7,0
<b>Média Geral</b>		<b>0,870</b>	<b>0,941</b>	<b>7,5</b>
CP01	17,5	0,912	0,952	4,2
CP02	17,5	0,912	0,952	4,2
CP03	17,5	0,920	0,952	3,3
<b>Média Geral</b>		<b>0,915</b>	<b>0,952</b>	<b>3,9</b>
CP01	20	0,928	0,957	3,0
CP02	20	0,919	0,957	4,0
CP03	20	0,919	0,957	4,0
<b>Média Geral</b>		<b>0,922</b>	<b>0,957</b>	<b>3,7</b>
CP01	23	0,918	0,913	0,6
CP02	23	0,918	0,913	0,6
CP03	23	0,947	0,913	3,6
<b>Média Geral</b>		<b>0,928</b>	<b>0,913</b>	<b>1,6</b>

**Tabela 8 –** Comparação do fator de retorno elástico efetivo com o teórico para os aços DP780.

Amostra	Deslocamento do Punção (mm)	Fator de Retorno Elástico Efetivo	Fator de Retorno Elástico - Schaeffer (2016)	Erro (%)
CP01	15	0,842	0,877	3,98
CP02	15	0,842	0,877	3,98
CP03	15	0,842	0,877	3,98
<b>Média Geral</b>		<b>0,842</b>	<b>0,877</b>	<b>3,98</b>
CP01	17,5	0,832	0,907	8,27
CP02	17,5	0,839	0,907	7,53
CP03	17,5	0,839	0,907	7,53
<b>Média Geral</b>		<b>0,836</b>	<b>0,907</b>	<b>7,78</b>
CP01	20	0,839	0,917	8,49
CP02	20	0,825	0,917	10,06
CP03	20	0,832	0,917	9,28
<b>Média Geral</b>		<b>0,832</b>	<b>0,917</b>	<b>9,28</b>
CP01	23	0,900	0,834	7,33
CP02	23	0,891	0,834	6,41
CP03	23	0,900	0,834	7,33
<b>Média Geral</b>		<b>0,897</b>	<b>0,834</b>	<b>7,02</b>

#### 4. CONCLUSÃO

No tocante à previsão da força de dobra através da equação, constatou-se que essa é inaplicável aos processos de dobra com aços bifásicos, dado que os resultados dessa se encontram defasados a, no mínimo, 30% para os aços DP600 e DP780. Além disso, quanto à força de dobra promovida durante os ensaios, percebe-se que, durante os deslocamentos do punção de 15, 17,5 e 20 mm, para os aços DP600 e DP780, a força de dobra manteve-se, consideravelmente, constante, ao passo que, quando se direcionando à posição de 23 mm, a força cresceu-se demasiadamente.

Averiguou-se que os raios de dobra para as tiras de aço DP600 e DP780 reduziram-se com o aumento do deslocamento do punção, redução essa que, de certa forma, foi equivalente a esses dois aços bifásicos. Se considerados os raios mínimo de dobra, constata-se que o material não tem possibilidade de fraturar e/ou trincar, dado que os raios aferidos encontram-se em maior módulo.

O ângulo de abertura, por sua vez, reduziu-se à medida em que aumentava o deslocamento do punção. No tocante ao retorno elástico, notou-se que esse é, significativamente, sensível à força aplicada pelo punção. Dessa forma, para os processos de dobra em que foram empregadas forças maiores, mais especificamente, no quarto processo de dobra, o retorno elástico apresentava uma tendência de atenuar-se para os aços DP600 e DP780.

#### Referências

- [1] MARTINS, S. C. S.. Análise da microestrutura e do comportamento mecânico de aços bifásicos das classes de resistência de 600 MPa e de 1000 MPa revenidos e deformados plasticamente. 2015. 143 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.
- [2] LAJARIN, S. F.; MARCONDES, P. V. P.. Influência dos parâmetros de processo e de ferramenta na ocorrência do retorno elástico. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 7., 2013, Curitiba. Anais eletrônicos. Itatiaia: Abcm, 2013.
- [3] FERREIRA, R. A. S.. Conformação plástica: fundamentos metalúrgicos e mecânicos I / prefácio de Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira. - 2. ed. Recife: Ed. Universitária da UFPE, 2010.
- [4] SANTOS, R. A. dos. Influência da força pós dobra e da geometria da ferramenta no retorno elástico em processos de dobramento de aços de alta resistência. 2013. 114 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2013.
- [5] MORO, N. ; AURAS, A. P.. Processos de Fabricação: Conformação mecânica II – Extrusão, Trefilação e Conformação de Chapas. Apostila Curso Técnico de Mecânica Industrial. 2006. Centro Federal de educação.
- [6] FREES, M. V. da S.. Avaliações sobre o processo de dobramento de aço NBR 6656 LNE 380. 2017. 99 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017.
- [7] ARAÚJO, D. D.. Estudo do Springback na conformação mecânica de segmentos toroidais em chapas grossas. 2007. 155 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Rede Temática em Engenharia de Materiais, Ouro Preto, 2007.
- [8] DIETER, G. E.. Metalurgia Mecânica. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. Traduzido por Antonio Sergio de Sousa e Silva, Luiz Henrique de Almeida, Paulo Emilio Valadao de Miranda.
- [9] MARTINS, M. S.; SCHAEFFER, L.. Avaliação do Retorno Elástico em Chapas de Aço Bifásicos através do Processo de Dobramento. In: CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS, 5., 2015, Porto Alegre. Poster contributions. RS: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2015. p. 1 - 9.
- [10] SCHAEFFER, L. Manufatura por conformação mecânica. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2016.
- [11] TIGRINHO, L. M. V.. Análise da fratura de chapas do aço avançado de alta resistência DP600 quando submetido a diferentes estados de tensões. 2011. 128 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.
- [12] TEPEDINO, J. O. A.. Aplicação de Curvas Limite de Conformação na previsão de rupturas em bordas de peças estampadas. 2014. 93 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.
- [13] CAETANO, R. A.. Avaliação da Conformabilidade do Aço Transformation Induced Plasticity (TRIP780) Eletro galvanizado e Dual Phase (DP780) Galvanizado Por Imersão a Quente. 2015. 102 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.
- [14] PEREIRA, J. F. B.; BUSTAMANTE, G. O.; FERREIRA, R. F.. Aços TRIP– Características e Aplicação. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM - INTERNACIONAL, 70., 2015, Rio de Janeiro. Proceedings... . [S.I.]: ABM Week, 2015. p. 1095 – 1104.



[15] FARIA NETO, A. dos R. de. Aços avançados de alta resistência: avaliação da microestrutura e propriedades dos aços DP 600 e DP 780. 2015. 68 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", Guaratinguetá, 2015.

# **ANALYSIS OF SPRINGBACK IN V-BENDING PROCESS IN HIGH RESISTANCE STEELS**

## **Abstract**

Although massively employed in the automotive industry for the purpose of manufacturing lighter and sturdy vehicles, the advanced high-strength steels (AHSS), more specifically the two-phase steels, or Dual Phase, have little reference in the literature to its mechanical behavior, especially when analyzing the phenomenon of Springback, originating from the processes of mechanical conformation. As a result, this paper aims to analyze the influence of bending parameters, in particular, the effect of punch displacement on springback in high strength steel strips. Therefore, four types of bending tests were performed in die "V", which differed according to the displacements made by the punch, thus using metallic strips from the DP600 and DP780 steels. In this regard, the development of bending force and springback in these four folding processes were analyzed, with a view to comparing with the results predicted by the formulations in the literature and, if given certain prediction in the results, validating them for the executed processes, as well as for the materials employed. For these two steels, it was noticed that, from 10 and up to 20 mm of displacement, the force applied by the punch had a tendency to decrease, which was foreseen by formulation. However, once the 23 mm position was taken, the force was added abruptly, motivated by the contact with the bottom of the die opening. As the displacement of the punch increased, the bending radius and the opening angles of the conformal metal strips were reduced. The development of springback was, in turn, connected to the force applied, so that, for the processes in which the load applied was superior, less was the intensity of this phenomenon.

**KEY WORDS:** Two-phase steels. Dual Phase. Sheet folding. Springback.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## ACQUISITION OF FLOW STRESS CURVES AND CALIBRATION OF THE CRITICAL DAMAGE TO AN ABNT 6061 ALUMINUM ALLOY FOR USE IN NUMERICAL SIMULATION PROGRAMS OF METAL FORMING PROCESSES

Alberto Moreira Guerreiro Brito<sup>(1)</sup>

Luana De Lucca De Costa<sup>(2)</sup>

Lirio Schaeffer<sup>(3)</sup>

### ABSTRACT

The main goal of this paper is present results of flow stress curves and critical damage acquired to feed numerical simulation programs of metal forming processes. The material is an ABNT 6061 aluminum alloy. It was tested in the T6, T4 and annealed (0) conditions and to different strain rates (0,1, 1,0 and 5,0 s<sup>-1</sup>) at room temperature. The flow stress curves were obtained through upset tests. The critical damage was obtained with an inverse calibration technique using numerical simulations and experimental tests. To check the suitability of the method, the obtained values for the critical damage were tested in a thin-walled tube forming process with good agreement.

**Key words** — Aluminum alloys, Flow stress curves, Critical damage, Thin-walled tube forming process.

### 1. INTRODUCTION

In the 1990s the metal forming industry took place a major advance in the design area due to the improvement of the programs to processes simulation. In the middle of the decade, most of the programs allowed the simulation of the forging process for axial symmetry pieces and for pieces where the flow of material could be approximated as occurring only in two dimensions (plane strain). For these cases the programs have reached a level of accuracy sufficient to solve many practical problems. Nowadays, it can be considered that the simulation programs have become a practical and essential tool for the development and optimization of the metal forming processes. Several commercial programs, based on different solution methods (or a combination thereof) are available in the market. Regardless of the program or solution method some requirements are fundamental to obtain good results in the simulation. Among them are the introduction of reliable values for the physical properties (specific gravity, specific heat and thermal conductivity) and mechanical properties (yield stress, elasticity modulus, Poisson coefficient, deformability, damage, etc.) of the materials, as well as of the process boundary conditions (coefficient or friction factor and heat transfer coefficients between piece and die, piece and environment and die and environment).

In this paper an ABNT 6061 aluminum alloy is studied regarding to the deformability involving the obtention of flow stress curves and the determination of the critical damage in cold working conditions. The characterization is carried out for the material in three heat treatment conditions: solubilized and

<sup>(1)</sup> Metallurgical Engineer, Doctor of Engineering, LdTM/UFRGS, brito@ufrgs.br

<sup>(2)</sup> Mechanical Engineer, Master of Engineering, LdTM/UFRGS

<sup>(3)</sup> Mechanical Engineer, Doctor of Engineering, Full Professor, LdTM/UFRGS



artificially aged (T6), solubilized and naturally aged (T4) and annealed (0).

The theoretical foundations and methodologies used to acquire the flow stress curves, are described in detail by Geier et al. (2004), Schaeffer et al. (2005) e Brito (2006). The obtained curves were adjusted to the Ludwik-Hollomon flow model. This model has the general form seen in Eq. (1):

$$\sigma = k (\varepsilon)^n \quad (1)$$

where  $k$  is the material resistance coefficient,  $n$  is the material work hardening coefficient and  $\sigma$  and  $\varepsilon$  are, respectively, the effective stress and the effective strain. This model, classified as rigid-plastic, admits an initial stress value equal to zero and an initial slope of the stress-strain curve equal to infinity (Rodrigues and Martins, 2005). Then, when performing an adjustment of experimental data through this model, the stress value ( $\sigma_0$ ), when the strain is zero, must be singly indicated.

One of the first approach to ductile fracture criteria was made by Freudenthal (1950, apud Gouveia et al., 1996) who considered as critical value in the fracture only the plastic work per unit volume. An alternative criterion based on a critical value of the tensile strain energy per unit of volume was proposed by Cockcroft and Latham (1968, apud Wierzbichi et al., 2005). From the macroscopic point of view, this criterion considers that only the major principal stress has relevance for the starting of the ductile fracture. However, this hypothesis can result in mistake predictions, whenever the main directions 1, 2 and 3 undergo changes throughout the process of plastic deformation. These criteria that consider only the deformation mechanics, are based on the theory of plasticity and do not consider the microscopic phenomena associated with the fracture mechanism (Rodrigues and Martins, 2005). A ductile fracture criterion, based on analysis growth of spherical defects in a triaxial tensile field was proposed by Rice and Tracey (1969). Oyane et al. (1980) proposed a criterion in which the plastic deformation that the material suffers before the appearance of cracks is considered. The theoretical foundation of this criterion is in the scope of the macroscopic mathematical theory of plasticity applied to porous materials and microscopic observations of initiation and growth of microcracks (Rodrigues and Martins, 2005).

In this work the ductile damage was calibrated for the Cockcroft and Latham criteria and the found value for the critical damage, for the material in the T6 condition, was tested in a tube expansion process which is described by Brito (2006).

## 2. MATERIALS AND METHODS

The material used is an ABNT 6061 alloy. The flow stress curves were obtained through upset tests of cylindrical specimens 10mm diameter and 15mm height. The tests were performed in a hydraulic drive universal mechanical tests machine. The machine has 400kN force capacity, 100mm stroke and 500mm/s actuator maximum speed. The control system allows carry out tests with constant strain rate. The force is measured by a strain-gauges load cell. The displacement is measured by an inductive transducer. The tests were performed at room temperature at different strain rates (0.1, 1.0 and 5.0 s<sup>-1</sup>).

The critical damage determination was carried out through an inverse calibration procedure. Initially samples are submitted to different strain levels until cracking is detected. Then numerical simulation is performed for the same conditions, and the damage value is calculated according to some fracture criteria. In this work, the simulations were performed with the IFORM 2D program and the critical damage was calculated according to the Cockcroft-Latham fracture criterion. In the tests, were used cylindrical specimens 10mm diameter and 25mm height. The specimens were compressed in increments of 1.0 or 0.5mm between flat plates. Prior start the tests, the compression plates and the specimens were cleaned with isopropyl alcohol. After the application of each deformation increment the specimens were inspected by means of the dye penetrant technique under 50-times magnification in order to determine the occurrence of cracks in the lateral surface of the sample. The tests were performed at room temperature, with a compression speed of about 1.0 mm/s in the same test machine used in obtention of the flow stress curves. The calibrated value for the critical damage to the material in the T6 condition was tested experimentally and through numerical simulation in a thin-walled tubes expansion process.

### 3. RESULTS AND DISCUSSION

Figures 1, 2 and 3 show, respectively, the flow stress curves obtained to the material in heat treating conditions T6, T4 and annealed. Each figure shows the curves to different strain rates (0.1, 1.0 and 5.0 s<sup>-1</sup>).

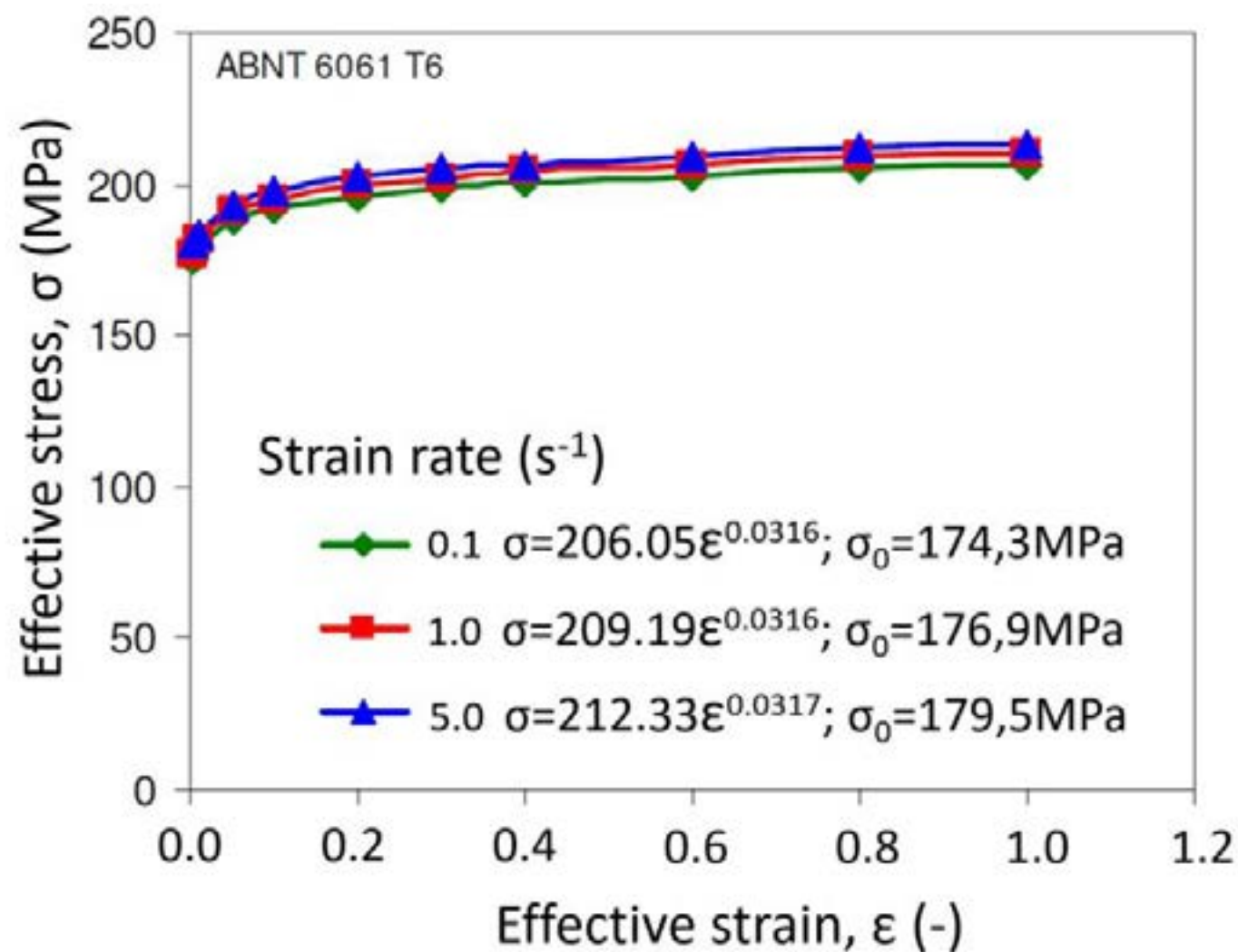


Figure 1. Flow stress curves obtained for the material in the T6 condition with strain rates 0.1, 1.0 and 5.0 s<sup>-1</sup>.

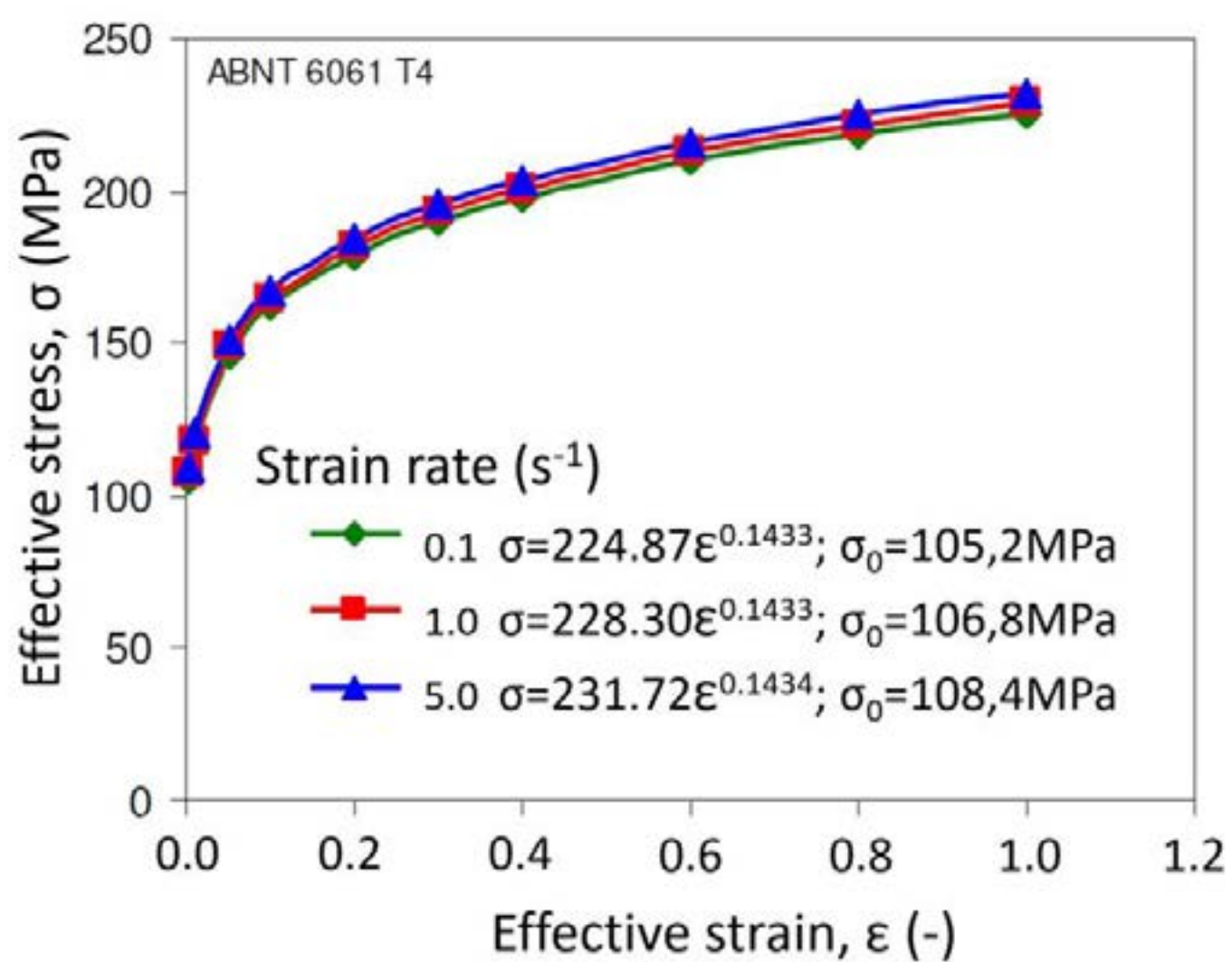


Figure 2. Flow stress curves obtained for the material in the T4 condition with strain rates 0.1, 1.0 and 5.0 s<sup>-1</sup>.



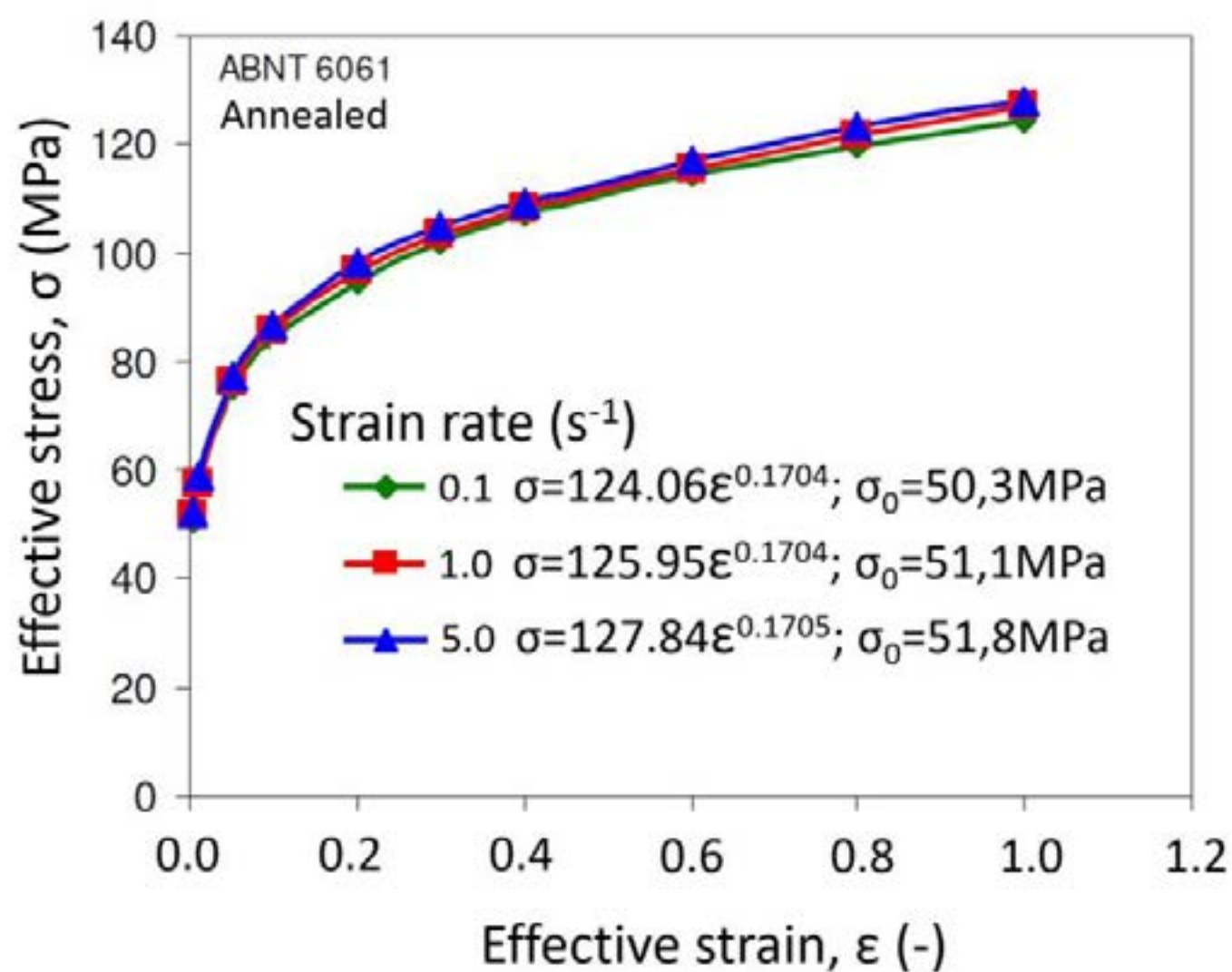


Figure 3. Flow stress curves obtained for the material in the annealed condition with strain rates 0.1, 1.0 and 5.0 s<sup>-1</sup>.

Table 1 resumes the work hardening coefficient and the resistance coefficient obtained in each condition. It is observed that the higher initial stress and the higher resistance coefficient were obtained for the material in the T6 condition. On the other hand, the lower values were obtained for the material in the annealed condition. Regarding the work hardening coefficient the highest value was found to the material in the annealed condition and the lowest to the material in the T6 condition. These results were expected.

Table 1. Flow stress curves obtained for each material conditions and strain rate.

Material condition	Strain rate (1/s)								
	0.1			1.0			5.0		
	k (MPa)	n	$\sigma_0$ (MPa)	k (MPa)	n	$\sigma_0$ (MPa)	k (MPa)	n	$\sigma_0$ (MPa)
T6	206.05	0.0316	174.30	209.19	0.0316	176.90	212.33	0.0317	179.5
T4	224.87	0.1433	105.20	228.30	0.1433	106.80	231.72	0.1434	108.4
0	124.06	0.1704	50.3	125.95	0.1704	51.1	127.84	0.1705	51.8

Figure 4 shows the tested samples to determine the deformability limit with the cracks highlighted by the dye penetrant technique: (a) annealed; (b) T4; (c) T6 while Figure 5 shows the theoretical distribution of the critical damage obtained for the Cockcroft-Latham criterion with the material under annealed (a), T4 (b) and T6 (c) conditions, corresponding to the deformation in which initial cracks was experimentally verified.

Table 2 resumes to the material in conditions T6, T4 and annealed, the macroscopic effective strain in which the first crack was observed (experimental) and the simulated critical damage. In the annealed condition the material exhibits higher ductility than in the solubilized and aged conditions. Then, in this condition a higher deformation can be applied before cracks occurrence what is an expected result.

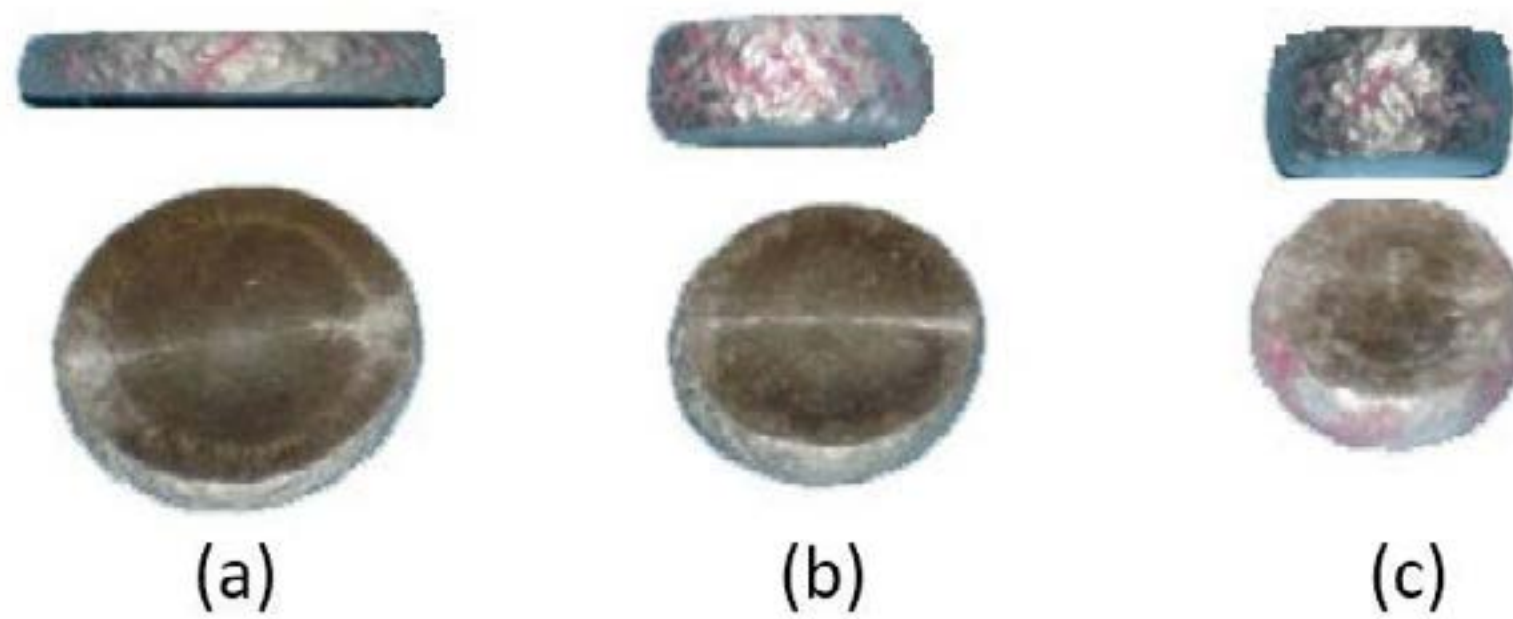


Figure 4. Specimens tested to determine the deformability limit with the cracks highlighted by the dye penetrant technique: (a) annealed; (b) T4; (c) T6.

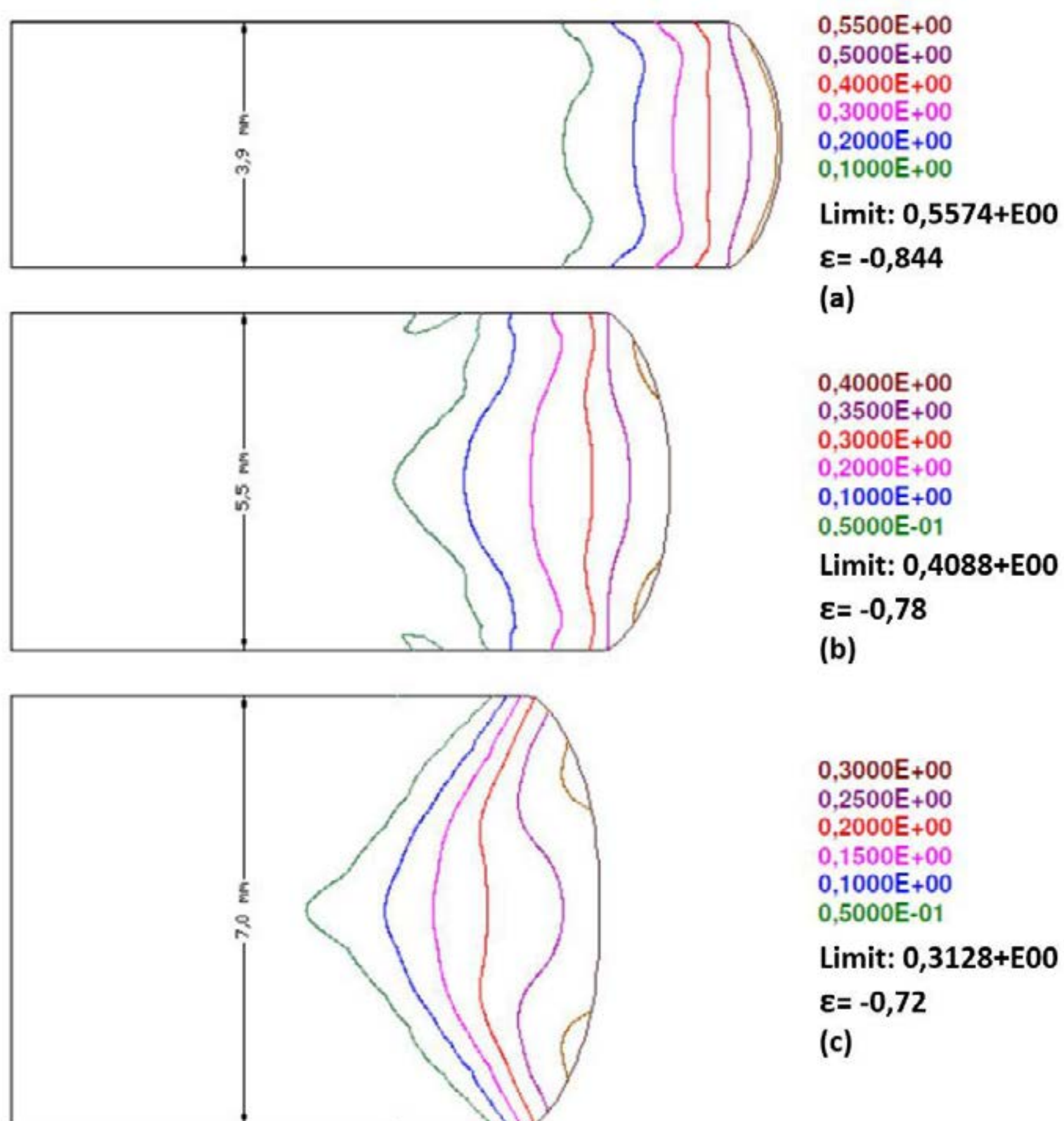


Figure 5. Theoretical distribution of the critical damage obtained for the Cockcroft-Latham criterion with the material under annealed (a), T4 (b) and T6 (c) conditions, corresponding to the deformation in which initial cracks was experimentally verified.



Table 2. Critical damage and corresponding macroscopic effective strain for each material in condition.

Material condition	Effective strain	Critical damage
0	-0.844	0.5574
T4	-0.780	0.4088
T6	-0.720	0,3128

To verify the acuity of the calibrated value for the critical damage to the material in the T6 condition an additional experiment was performed which can be described as "thin-walled tube end expansion". The experiment is described in detail by Brito (2006), Almeida et al (2006), Alves et al (2006), Centeno et al. (2016) and Magrinho et al. (2019). Basically, the test consists of increasing the diameter of the end of a tube using a conical punch. Here, it was used a tube in the ABNT 6061 alloy in condition T6 with external diameter equal to 50.8mm, wall thickness equal to 1.6mm and length equal to 90mm. A conical punch with the largest diameter equal to 56.4mm and a 15 ° angle was pressed against one end of the tube, increasing its diameter until a crack appeared. Figure 6 shows schematically the test and the results. It can be observed that exists a good agreement between simulated and measured values. To the outer diameter of the tube the difference is about 2% and to the wall thickness about 7%.

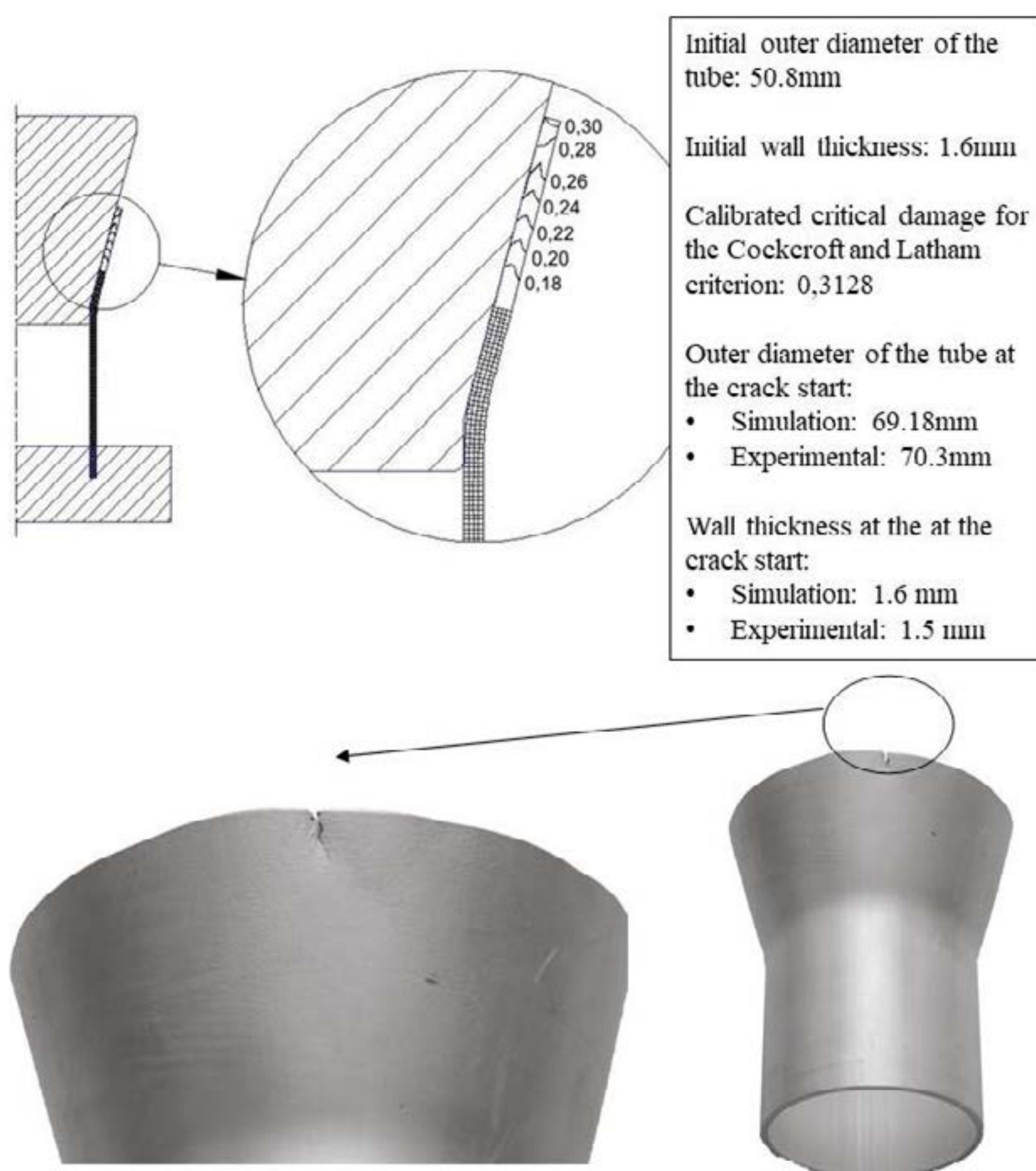


Figure 6. Distribution of the damage simulated according to Cockcroft-Latham's ductile fracture criterion and experimental results.

## 4. CONCLUSIONS

The results allow to conclude that for the ABNT 6061 alloy, under the tested conditions, the flow stress curves can be described with good agreement by the Ludwik-Hollomon equation. The obtained values are compatible with values presented by Hensel and Spittel (1978) for similar materials. Regarding the critical damage, the obtained values are in good agreement with values presented for similar materials by Gouveia et al. (1996), Almeida et al. (2006) and Alves et al. (2006). The good agreement observed between experimental and simulated values in the "thin-walled tube end expansion" test, indicates the suitability of the procedure to calibrated the critical damage.

## 5. REFERENCES

- Almeida, B.P.P., Alves, M.L., Rosa, P.A.R., Brito, A.G. and Martins, P.A.F., 2006. "Expansion and reduction of thin-walled tubes using a die: Experimental and theoretical investigation". *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 46, No. 12–13, pp. 1643-1652.
- Alves, M.L., Almeida, B.P.P., Rosa, P.A.R. and Martins, P.A.F., 2006. "End forming of thin-walled tubes". *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 177, No. 1-3, pp. 183-187.
- Brito, A.M.G., 2006. Análise teórico-experimental dos processos de expansão, redução e inversão de extremidades de tubos de parede fina em matriz. Ph.D. thesis, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brazil.
- Centeno, G., Silva, M.B., Alves, L.M., Vallellano, C. and Martins, P.A.F., 2016. "Towards the characterization of fracture in thin-walled tube forming". *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 119, pp. 12-22.
- Cockcroft, M. G. and Latham, D. J., 1968. "Ductility and the workability of metals". *Journal of the Institute of Metals*, Vol. 96, pp. 33-39. Apud Wierzbicki, T., Bao, Y., Lee, Y. and Bai, 2005. "Calibration and evaluation of seven fracture models". *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 47, No. 4-5, pp. 719-743.
- Freudenthal F. A., 1950. *The Inelastic Behaviour of Solids*. John Wiley & Sons, New York. Apud Gouveia, B. P. P. A., Rodrigues, J. M. C. and Martins, P. A. F., 1996. "Fracture predicting in bulk metal forming". *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 38, No. 4, pp. 361-372.
- Gouveia, B. P. P. A., Rodrigues, J. M. C. and Martins, P. A. F., 1996. "Fracture predicting in bulk metal forming". *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 38, No. 4, pp. 361-372.
- Hensel, A. and Spittel, T., 1978. *Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren*. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig.
- Magrinho, M.B.S., Centeno, G., Moedas, F. and Martins, P.A.F., 2019. "On the determination of forming limits in thin-walled tubes". *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol.155, pp. 381-391.
- Oyane, M., Sato, T., Okimoto, K. and Shima, S., 1980. "Criteria for ductile fracture and their applications". *Journal of Mechanical Working Technology*, Vol. 4, No. 1, pp. 65-81.
- Rodrigues, J. and Martins, P., 2005. *Tecnologia mecânica: tecnologia da deformação plástica*, vol. 1 – fundamentos teóricos. Escolar Editora, Lisboa.
- Rice, J. R. and Tracey, D. M., 1969. "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields". *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 17, No. 3, pp. 201-217.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## APPLICATION OF INCREMENTAL HYDROCONFORMATION IN STAINLESS STEEL TUBE: ANALYSIS OF THE FEASIBILITY OF THE PROCESS

Reis, Cesar G. dos. Author <sup>(1)</sup>  
Basso, Henrique A.. Author <sup>(2)</sup>  
Rios, Claudio F.. Co-Author <sup>(3)</sup>  
Schaeffer, Lírio. Co-Author <sup>(4)</sup>  
Silva, Rafael C. Co-Author <sup>(5)</sup>

### ABSTRACT

In his work, [26] used a semi spherical tool on an incremental sheet forming in order to achieve a complex geometry in AISI 304 stainless steel thin wall tube. The intention of the present study is to use some fluid with internal pressure in order to avoid an uncontrolled deformation and preserve the tube cylindricity. The conditions of final geometry, material and machine were the same for both studies. Three tests were performed, with two different geometries and two tools with a diameter of 8mm (one semi-spherical and one roller tool). The tests were done with the same CNC machine and same programming strategy used in the study of [26]. The results obtained demonstrate that there was less deformation in the test model in the present work. Especially the test with roller tool, which required less machine efforts. Thus, the incremental hydroforming is more adequate to change the geometry of this test model than the incremental forming. Just as the roller tool presents advantages in relation to the semi-spherical due to the lower friction and better surface finish.

**Key words — Incremental hydroforming. Roller tool. Incremental Sheet Forming**

### 1. INTRODUCTION

A hidroconformação vem sendo utilizada pela indústria como diferencial frente a concorrência para projetos, reduzindo prazos na sua elaboração e antecipando o lançamento de projetos, atuando na redução de custos de construção de ferramentas e reduzindo a quantidade de peças na montagem de conjuntos [8]. Visando garantir a conformação de diferentes geometrias foram criadas algumas ramificações como a hidroconformação de tubos [3] [7]. Iniciada em meados de 1990, um tubo é colocado no interior de matrizes que possuem a geometria externa do componente que irá ser fabricado; a seguir dois punções são adicionados e exercem esforços eficientes para vedar as extremidades do tubo gerando tensões compressivas e é feita a injeção do fluido pressurizado no interior do tubo, expandindo-o contra a parede da matriz com a geometria da ferramenta [3] [15].

Outro processo que visa a fabricação de lotes pequenos e sem a utilização de ferramental é o

<sup>(1)</sup> Prof. Mestre Eng., Centro Universitário Uniftec, Brasil. cesarreis@acad.ftec.com.br;

<sup>(2)</sup> Eng. Mecânico; Centro Universitário Uniftec, Brasil.

<sup>(3)</sup> Prof. Mestre Eng., Centro Universitário Uniftec, Brasil. claudiorios@acad.ftec.com.br;

<sup>(4)</sup> Prof. Dr. Eng.; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brazil. schaeffer@ufrgs.br

<sup>(5)</sup> Eng. Mecânico; Univ. Federal Rio Grande do Sul, Brazil. rafael.cordeiro@grupo-sanmartin.com

processo de estampagem incremental. Em trabalhos anteriores, Silva [26] utilizou de conceitos de estampagem incremental para a conformação de tubos de paredes finas. Este trabalho tem o objetivo de verificar se a hidroconformação pode proporcionar melhorias quanto a geometria em uma estampagem incremental, comparando o corpo de prova em aço inoxidável resultante do processo proposto no presente estudo com o corpo de prova do estudo de estampagem incremental realizado anteriormente por [26].

## 2. REFERENCES

Estampagem Incremental (EI), tradução de *Incremental Sheet Forming* (ISF), é uma solução que tem se tornado cada vez mais viável [4]. Ela é estudada para aplicações industriais e baseia-se num processo de fabricação que faz parte de um grupo de Prototipagem Rápida chamado de “Conformação de Material” ou tecnologias formativas [5] [23]. Pode ser classificada de acordo com o número de pontos em contato, estampagem incremental de ponto simples ou SPIF (*Single point incremental forming*) e Estampagem incremental de dois pontos ou TPIF (*Two point incremental sheet forming*), [22]. Na SPIF utiliza-se somente uma ferramenta de conformação, sem o uso de qualquer suporte na parte inferior [11]. A deformação é realizada pela ferramenta que se move e é controlada por meio de códigos numéricos antecipadamente projetados e importados ao controlador [19] [24].

A utilização de um suporte inferior é importante particularmente no caso de geometrias assimétricas e orgânicas [10]. Uma matriz completa ou parcial é utilizada abaixo do material e o processo é comumente empregue em peças complexas para que sejam melhoradas as tolerâncias geométricas sem que haja custo extra substancial [18] [19].

A Estampagem Incremental Híbrida trata-se de maneiras modificadas de conformação incremental convencional, onde a ferramenta de deformação move-se sobre a superfície das chapas, ao mesmo tempo em que o outro lado da superfície de chapas metálicas é pressionado por pressão hidráulica obtendo a forma e o tamanho conforme desejado [17]. Há também a classificação chamada de SPIF com Fluido Hidráulico ou Hidroconformação Incremental de Ponto Único (*Single-Point Incremental Hydro-Forming*), que é diferente do processo de SPIF convencional, pois somente uma ferramenta move-se sobre um dos lados da superfície das chapas metálicas e o outro lado é suportado pelo fluido hidráulico pressurizado [17].

A hidroconformação de chapas é um processo onde utiliza-se a pressão hidráulica ao invés da matriz [16]. Dentre as vantagens oferecidas no processo estão a redução dos custos pela manufatura e na manutenção da matriz, bem como o tempo de montagem; o aumento da razão de embutimento; a distribuição de espessura considerada mais uniforme na chapa estampada e a superfície com maior qualidade que nos processos tradicionais [2] [6]. A distribuição da pressão é mais gradual para que ocorra a ação do fluido sobre a chapa, o que permite uma construção com materiais mais baratos que os convencionais [2]. Resultando em vantagens como uma melhor qualidade superficial dos produtos finais e menor volume de sucata, além de redução de peso, superior rigidez e resistência estrutural, com tolerâncias mais estreitas e diminuição do retorno elástico, o que facilita o processo de montagem [9].

Nos processos de hidroconformação de tubos, obtêm-se componentes tubulares com complexas geometrias por meio de tubos metálicos retos, sendo que os parâmetros do procedimento de formação incluem a pressão interna e a aplicação simultânea de uma alimentação axial (por imposição de deslocamentos longitudinais) [9]. Para que o processo seja bem sucedido é necessário otimizar os seus parâmetros e encaixá-los no diagrama limite de conformação [13] [25].

Para iniciar o processo de expansão do tubo, a pressão teórica é determinada pela Equação (1) que é a tensão para vasos de pressão cilíndricos.[1].

$$p_0 = \frac{S_y \cdot t}{r} \quad (1)$$

Onde:

-  $p_0$ : pressão teórica para iniciar a expansão do tubo.



- $S_y$ : tensão de escoamento do material do tubo.
- $t$ : espessura do tubo.
- $r$ : raio médio do tubo.

Segundo Koç; Altan, apud [22] é possível diferenciar a flambagem global e local de um tubo de paredes finas. A carga crítica determina a menor força em que a instabilidade por flambagem global da coluna acontecerá, a qual é demonstrada por meio da equação de carga de Euler, que adota hipóteses de seção transversal constante, comportamento elástico linear e carga não excêntrica e uniforme [27].

Visando analisar o comportamento plástico do tubo, é indicado substituir o módulo de elasticidade pelo módulo tangente ( $E_t$ ), que representa a inclinação da curva de tensão em decorrência da deformação real na parte plástica [22]. Assim, caso o material se comporte plasticamente conforme a equação de Hollomon, o módulo tangente poderá ser encontrado através da Equação (2) [27].

$$E_t = \frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}} = n \cdot K \cdot \bar{\epsilon}^{n-1} \quad (2)$$

Sendo:

- $\sigma$ : tensão real.
- $K$ : constante de resistência plástica.
- $\epsilon$ : deformação plástica real.
- $n$ : coeficiente de encruamento.

Dessa maneira, a partir da equação de flambagem de Euler obtêm-se a Equação (3) que resulta na tensão crítica para a flambagem global [27].

$$\sigma_{cr} = C \cdot \frac{\pi^2}{2} \cdot E_t \cdot \left(\frac{r}{L}\right)^2 \quad (3)$$

No caso da flambagem localizada em um tubo, a tensão crítica para que ela possa ocorrer é apresentada na Equação (4), levando em consideração essas hipóteses: carregamento não excêntrico e uniforme, material isotrópico e homogêneo e superfície sem ondulações, lisa e com extremidades sem rebarbas [27].

$$\sigma_{cr} = \frac{1}{\sqrt{3 \cdot (1 - \nu^2)}} \cdot E \cdot \left(\frac{t}{r}\right) \quad (4)$$

Visando simplificar a equação anterior, substitui-se o coeficiente de Poisson pelo valor padrão dos aços ( $\nu = 0,3$ ), e da mesma maneira que flambagem global, é preciso substituir o módulo de elasticidade pelo módulo tangente, resultando (com uma aproximação) na Equação (5) [27].

$$\sigma_{cr} = \frac{3}{5} \cdot E_t \cdot \left(\frac{t}{r}\right) \quad (5)$$

### 3. METHODOLOGY

Silva [26] utilizou de conceitos de estampagem incremental de chapas planas e realizou uma estampagem incremental em tubo de aço inoxidável AISI304 de parede fina. O processo mostrou-se possível, porém com grande deformação nas bordas do tubo e considerável perda de sua circularidade, além de apresentar falha na torção do tubo. Para realizar este trabalho será utilizado o processo de hidroconformação incremental, onde um corpo de provas será fechado e preenchido com fluido para criar uma situação semelhante de um vaso de pressão. A matéria-prima para estampagem utilizada neste trabalho é um tubo com diâmetro de 101,6 mm e parede de 1,2 mm, fabricado em aço inoxidável AISI304, com costura conforme a norma ASTM A-554 e com acabamento externo polido. [14] faz a caracterização de alguns materiais para a estampagem. É possível observar na Figura 1 as curvas de tensão de escoamento verdadeira ( $k_f$ ) versus deformação verdadeira ( $\varphi$ ). [12]

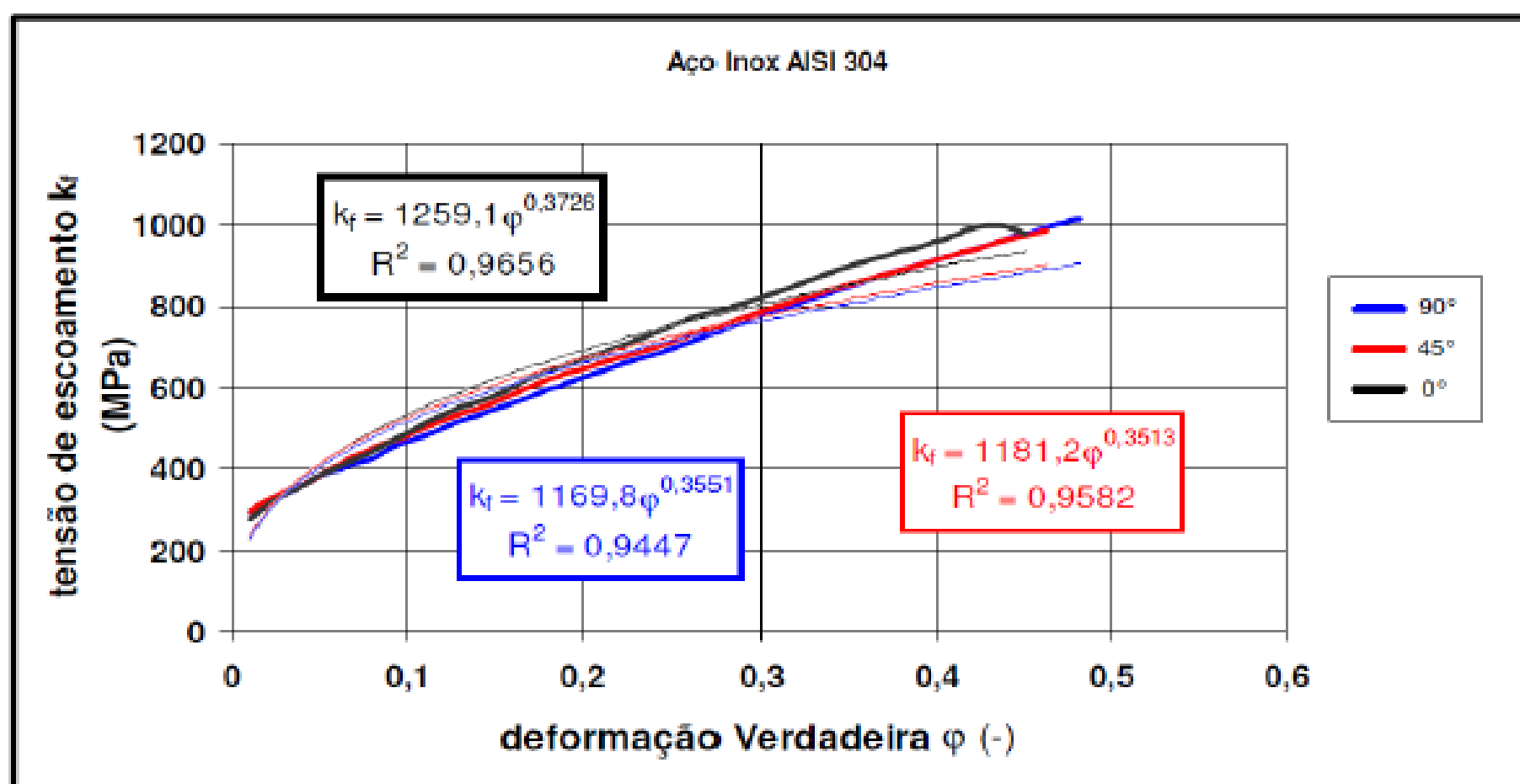


Figura 1 – Curva de tensão de escoamento versus deformação verdadeira. [14]

Na Tabela 1 são apresentados os resultados das propriedades mecânicas obtidos por Ferrarini (2004), com o limite de resistência ( $S_{UT}$ ), alongamento ( $\epsilon_R$ ), limite convencional de escoamento ( $S_y$ ), constante de resistência plástica ( $K$ ), dureza do material e índice de encruamento ( $n$ ).

Tabela 1 – AISI304: propriedades mecânicas. [14]

Material	$S_{UT}$ [MPa]	$S_y$ [MPa]	$\epsilon_R$ [%]	$n$	$K$ [MPa]	Dureza [HB]
AISI304	630	271	59	0,357	282,5	156

Testes de dureza do material foram realizados visando comparar o corpo de prova utilizado neste trabalho e a referência bibliográfica. Solicitou-se ao fornecedor o certificado de qualidade para comprovar que o mesmo se encontra de acordo com a especificação. A comparação desses dados encontra-se na Tabela 2.

Tabela 2 – Comparação de dureza.

Fonte	Dureza [HB]	$S_{UT}$ [MPa]	$S_y$ [MPa]	$\epsilon_R$ [%]
Ferrarini (2004) [14]	156	630	271	59
Silva (2017) [26]	147	-	-	-
Autor	150	-	-	-
Certificado	148	702	305	57

Por meio da análise das tabelas acima, tem-se que o corpo de prova utilizado é semelhante ao da bibliografia tomada como base, sendo a diferença demonstrada na tabela calculada com relação ao valor do certificado.

Visando aplicar o processo de hidroconformação incremental através de um Torno CNC, alguns fatores foram levados em consideração na escolha da máquina, dentre eles a disponibilidade para utilização, tamanho da peça, domínio da linguagem de programação pelo autor do trabalho, forma construtiva, esforços suportados pela máquina e capacidade do comando. A máquina escolhida – Torno CNC Romi GL350M – apresenta as características adequadas para a aplicação do método. As principais características técnicas do Torno CNC são demonstradas na Tabela 3.

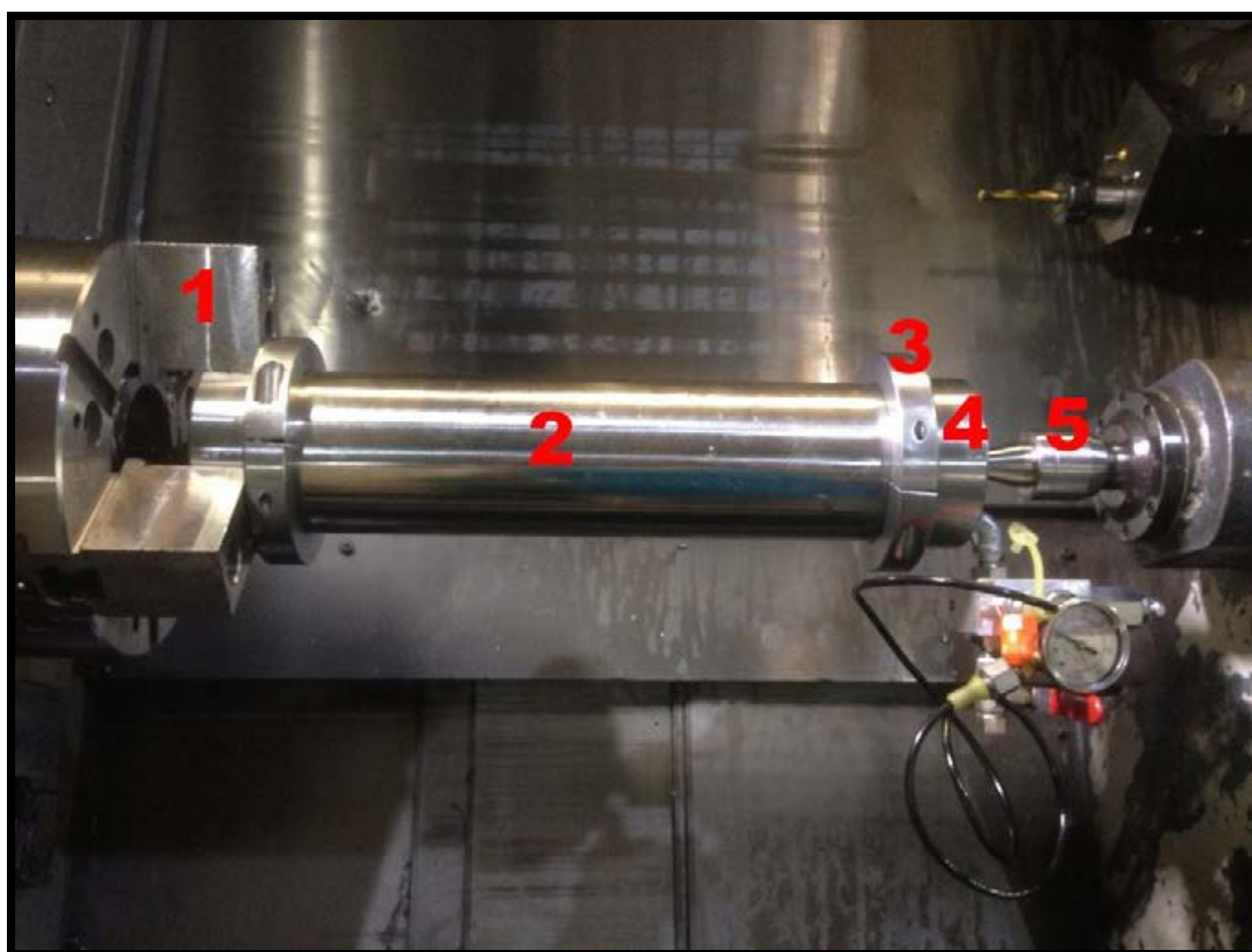
Tabela 3 – Torno Romi GL350M: principais características técnicas. [26]

Diâmetro máximo torneável [mm]	390
Comprimento máximo torneável entre pontas [mm]	1.140
Curso eixo X [mm]	250
Curso eixo Z [mm]	1.140
Faixa de rotação do cabeçote esquerdo [Hz]	53,33



Avanço rápido [m/s]	0,5
Motor cabeçote esquerdo (regime S2-30 mim) [kW]	18.5
Potência total Instalada [kW]	30
Faixa de velocidade ferramenta acionada [Hz]	0,07 a 66,67
Potência do motor da ferramenta acionada (regime S2-15 mim) [kW]	6
Esforço suportado no eixo X [N]	5000
Esforço suportado no eixo Z [N]	6200
Mínimo Incremento de Posicionamento [mm]	0,001
Comando CNC	Fanuc 0i – TD

A Figura 2 apresenta o dispositivo de fixação elaborado já na etapa de preparação da máquina, composta pela montagem do sistema de fixação utilizada no teste, formado pelas castanhas (1), corpo de prova (2), 02 colares de aperto (3), 02 buchas de apoio (4) e um contraponto (5).



**Figura 2** – Sistema de fixação.

Uma das ferramentas utilizada no procedimento, definida como roletada, demonstrada na Figura 3 (fixada na máquina), apresenta uma geometria simples, com ponta esférica. O corpo da ferramenta foi produzido com aço estrutural classe 8.8 e na sua ponta foi utilizada uma esfera polida de rolamento. A outra ferramenta utilizada no procedimento, produzida com aço SAE 9264 apresenta uma geometria simples com ponta semiesférica polida e temperada de raio 8,00mm.



**Figura 3** – Ferramenta de hidroconformação incremental com ponta roletada e semi-esférica.

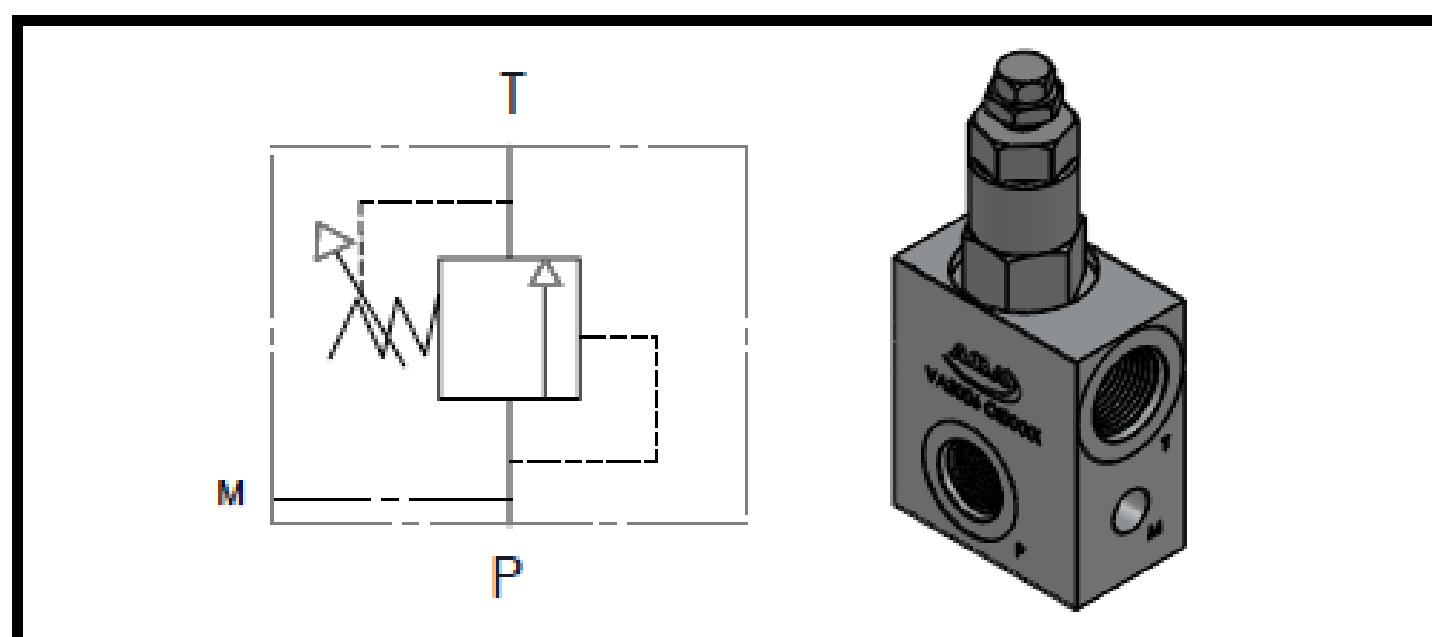
Utilizou-se como lubrificante uma graxa, baseado no trabalho realizado por Cavaler (2010), para reduzir o aquecimento e o atrito entre a interface peça/ferramenta. Esta graxa, com consistência 2 na escala NLGI (*National Grease Lubricating Institute*), do tipo sabão a base de lítio com bissulfeto de molibdênio grafitada, é recomendada para rolamentos, apresentando entre -10°C até 150°C como temperatura de trabalho. Ela traz como principais benefícios excelente estabilidade ao cisalhamento e proteção contra cargas de choque e pesadas.

Para medir a pressão interna durante o processo de hidroconformação incremental, fez-se uso de um manômetro com capacidade de até 315 bar. Esse equipamento foi escolhido após o cálculo de uma estimativa de qual seria o uso de pressão interna durante o procedimento, no qual obteve-se como resultado a pressão interna necessária para hidroconformar o tubo de no mínimo 200 bar.

Durante a hidroconformação incremental de tubo provavelmente ocorrerá uma redução no volume interno do corpo de prova. Sabendo que o mesmo estará preenchido de fluido, entende-se que existe a necessidade de permitir a saída de parte desse líquido, assim mantendo constante a pressão interna. É de extrema importância o uso de uma válvula de alívio com regulagem de pressão. Utilizou-se uma válvula de alívio do fabricante ABA, modelo VA3006, para realização desse processo. Na Tabela 4 estão descritas as características desse componente e na Figura 4 observa-se o desenho técnico do mesmo.

**Tabela 4 – Características da Válvula de Alívio.**

<b>Vazão</b>	60 L/min
<b>Pressão</b>	5 até 350 bar
<b>Temperatura</b>	-5°C até 75°C
<b>Peso</b>	545g



**Figura 4 – Desenho técnico da Válvula de Alívio.**

É necessário utilizar vedação para manter o fluido no interior do corpo de prova, assim prevenindo vazamento de fluido que alteraria a pressão interna, fator indesejado no processo por provocar deformação do tubo. O anel *O'ring* da marca Parker, modelo 2-154 foi definido como o anel de vedação para este estudo por atender as necessidades dos testes, tendo como fatores principais para a sua escolha o custo acessível, fácil acesso e sua simples montagem/desmontagem e aplicação. [21] [22]

A estratégia utilizada nos ensaios foi com repetidos incrementos em rampa para formar a geometria desejada. Realizaram-se 03 testes sendo o primeiro com geometria linear e ferramenta roletada. O segundo com com ferramenta semiesférica e também com geometria linear. O terceiro com ferramenta roletada e com geometria helicoidal, forçando a torção do tubo. Para os 03 testes, foram considerados os parâmetros da Tabela 5, tendo como referencial o programa CAM e a máquina CNC utilizados.

**Tabela 5 – Parâmetros utilizados nos testes. Autor**

<b>Parâmetro</b>	<b>Testes 1 e 2</b>	<b>Teste 3</b>
<b>Máquina</b>	GL-350M	GL-350M
<b>Pressão da Placa [kPa]</b>	900	900
<b>Pressão do Contra Ponto [N]</b>	1176,8	1176,8



<b>Ø da Ferramenta [mm]</b>	8	8
<b>Rotação da ferramenta [Hz]</b>	0	0
<b>Incremento (<math>\Delta z</math>) [mm]</b>	0,3	0,3
<b>Avanço Lateral [mm/s]</b>	16,67	16,67
<b>Avanço Vertical [mm/min]</b>	16,67	16,67
<b>Sentido de deslocamento</b>	Otimizado	Otimizado
<b>Tempo Programado</b>	7'06"	67'
<b>Profundidade programada [mm]</b>	15	15

### 3. RESULTADOS

No primeiro teste, com a ferramenta roletada houve uma pequena deformação do tubo comparada ao teste de [26]. Durante o processo, a ferramenta deslocou-se livre e com baixo atrito. O acabamento superficial obtido foi 0,083 Ra, sendo que o tubo apresentava 0,239 Ra de rugosidade. Esse resultado é considerado satisfatório, visto que apresenta baixo atrito com a ferramenta. Houve uma diferença da altura da ferramenta do início para o final do teste (2,69 mm). Essa alteração ocorreu provavelmente devido ao esforço axial que deslocou o componente para o interior do porta-ferramenta, o que ocasionou uma redução da profundidade da geometria final do corpo de provas.

Utilizou-se como fluido no interior do corpo de prova um líquido refrigerante do processo de usinagem da própria máquina CNC. Durante a execução da hidroconformação incremental não foi possível observar a pressão atingida. Assim, entende-se que a pressão interna do corpo de provas era inferior à capacidade de medição do manômetro utilizado ou que a válvula não restringiu a pressão com a pequena vazão, ou por algum outro fator não identificado, o equipamento não mediu o valor da pressão. Sendo assim, não se tem referência da pressão interna utilizada no processo. Utilizou-se inicialmente graxa para lubrificar e reduzir atrito entre a esfera e o corpo da ferramenta, o que resultou também em menor aquecimento.

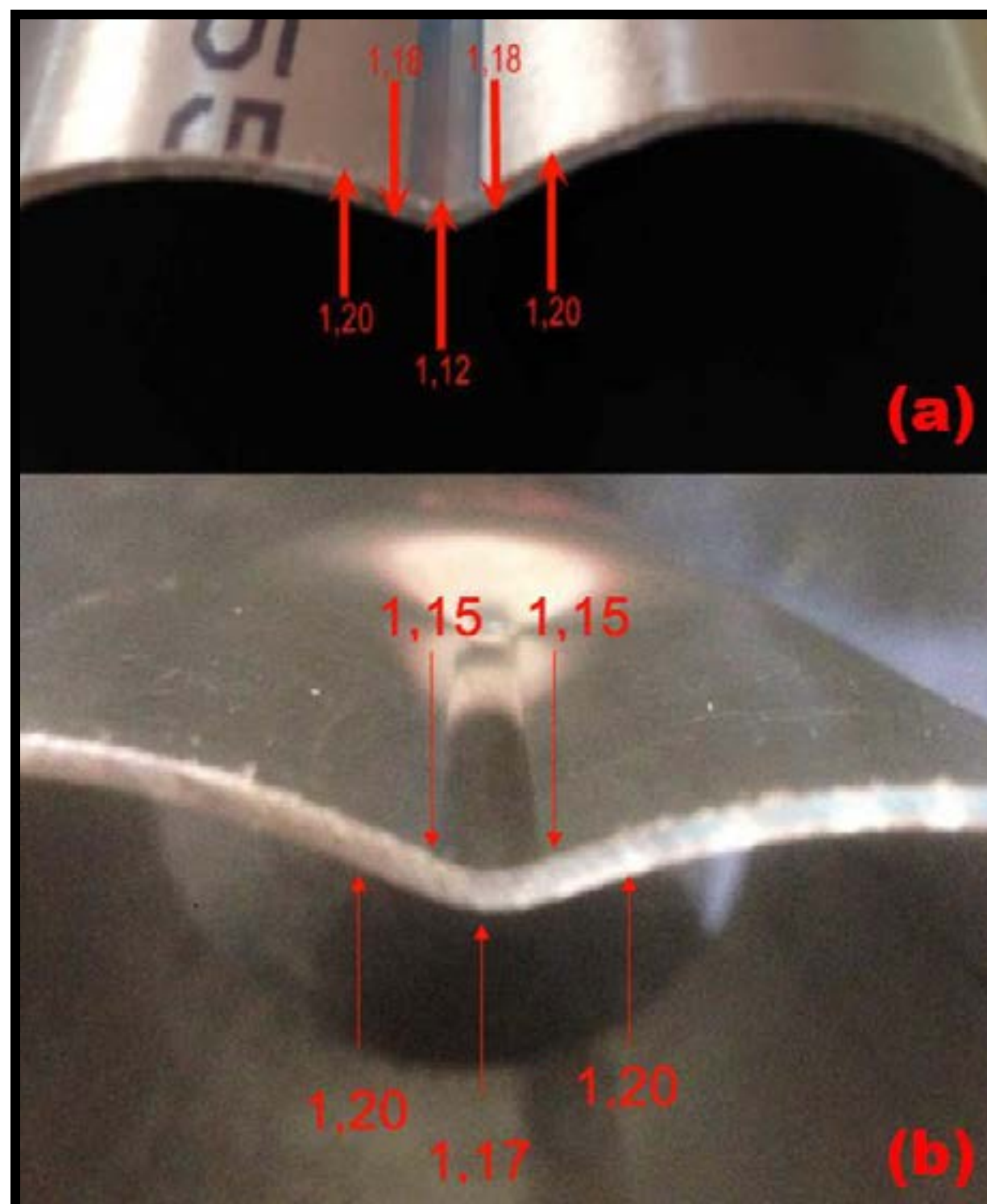
A máquina utilizada em ambos estudos teve diferença no quesito esforço: enquanto no estudo de [26] foi necessário um esforço de 52% no eixo vertical e 57% no eixo longitudinal, no presente trabalho resultou em 15% e 20% respectivamente. Essas reduções estão demonstradas na Tabela 6 e sugere-se que ocorreram principalmente devido ao modelo de ferramenta utilizada.

Não houve desgaste na esfera da ferramenta, apenas alteração no polimento superficial (Figura 5) onde ocorreu o maior atrito com o corpo da ferramenta.



**Figura 5** – Teste 1: Desgaste no polimento.

É possível observar que, com o uso da ferramenta roletada, o local da deformação teve uma menor redução da espessura da parede do que no estudo de [26], no qual foi utilizada uma ferramenta semiesférica simples. Na Figura 6, mostra-se o local da deformação do trabalho de [26] (a) e do presente trabalho (b).



**Figura 6** – Teste 1: Redução de espessura sem e com fluido respectivamente.

Para o segundo teste é utilizada uma ferramenta com ponta semiesférica, temperada e polida. O acabamento superficial obtido foi 1,674 Ra, sendo que o tubo apresentava 0,239 Ra de rugosidade. Esse resultado é considerado insatisfatório, visto que apresenta alto atrito com a ferramenta. Utilizou-se o mesmo fluido no interior do corpo de prova utilizado no Teste 1. Durante a execução da hidroconformação incremental, observou-se que a pressão interna do corpo de provas era inferior à capacidade de medição do manômetro utilizado, sendo assim não se tem referência da pressão interna utilizada no processo. Durante a execução do teste foi utilizada lubrificação (graxa) entre a ferramenta e o corpo de prova para reduzir atrito, desgaste e aquecimento. Como resultado, observou-se que a ferramenta apresentou desgaste significativo, conforme mostra a Figura 7.



**Figura 7** – Teste 2: Desgaste no polimento

Devido a ferramenta ser longa, houve a flexão da mesma, resultando em vibração e aumento na rugosidade, tendo a necessidade de reduzir a velocidade da máquina CNC para 20% do programado, prevenindo, dessa maneira, a quebra da ferramenta. Mesmo com essa redução, para essa prevenção, foi necessário encerrar o teste faltando conformar 5,4 mm dos 15 mm definidos inicialmente.

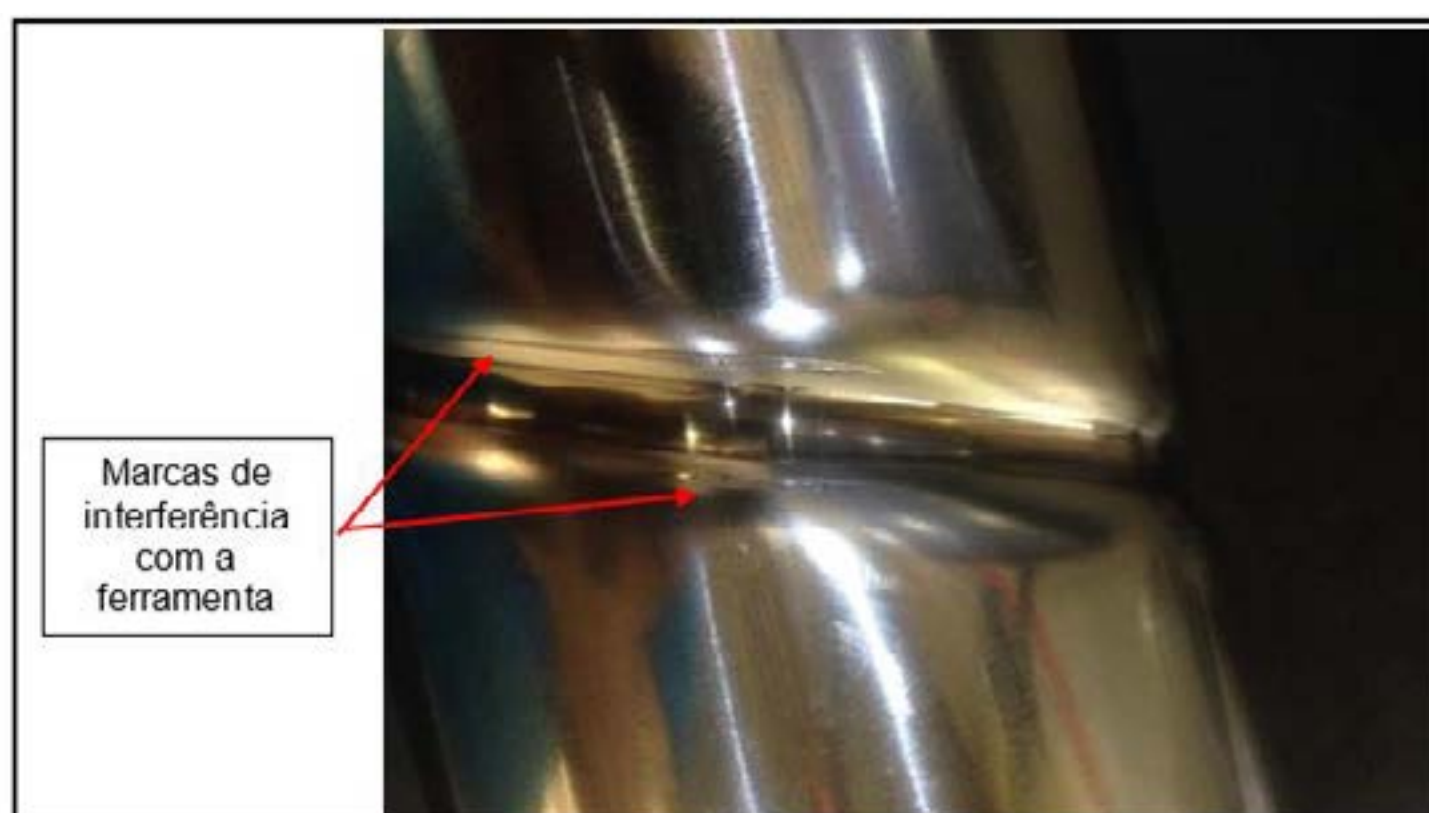


A máquina utilizada em ambos estudos teve diferença no quesito esforço: enquanto no estudo de [26] foi necessário um esforço de 52% no eixo vertical e 57% no eixo longitudinal, no presente trabalho utilizou-se 15% e 20% respectivamente. Essas reduções foram exatamente iguais às do Teste 1 do presente trabalho. Sugere-se que ocorreram devido ao modelo de ferramenta utilizada.

Para o terceiro ensaio, com a ferramenta roletada fez-se necessário o uso de lubrificação entre a esfera e o corpo da ferramenta constantemente, para que fosse reduzido o atrito. Encerrou-se o teste faltando 5,9 mm dos 15 mm de profundidade devido ao corpo da ferramenta apresentar interferência em pontos específicos do corpo de prova (Figura 8). Não houve desgaste significativo na esfera da ferramenta, apenas alteração no polimento superficial. A máquina utilizada em ambos estudos teve algumas diferenças: enquanto no estudo de [26] foi necessário um esforço de 37,3% no eixo vertical e obteve-se 22% de torque máximo, no presente trabalho utilizou-se 15% de esforço nesse mesmo eixo e alcançou-se 22% de torque máximo. Essas reduções estão demonstradas na Tabela 6 e sugere-se que ocorreram devido ao modelo de ferramenta utilizada.

**Tabela 6** – Esforços da máquina.

Teste 1				
Eixo	Autor	[26]	Autor	[26]
Eixo vertical	331,7 N	1150 N	804,3 N	2000 N
Eixo longitudinal	543,85 N	1550 N		
Torque máximo			22%	52%



**Figura 8** – Teste 3: Deformações no corpo de prova

A Figura 9 mostra o comparativo dos tubos ao final dos dois primeiros testes realizados neste estudo – Teste 1 (a), Teste 2 (b) –, com o tubo do teste de [26], identificado como (c). Observa-se que uma redução no achatamento do tubo foi alcançada no presente estudo, em ambos os testes, em relação ao trabalho de [26]. Isso provavelmente ocorreu devido a forma que a pressão altera o estado de tensões nos Testes 1 e 2.

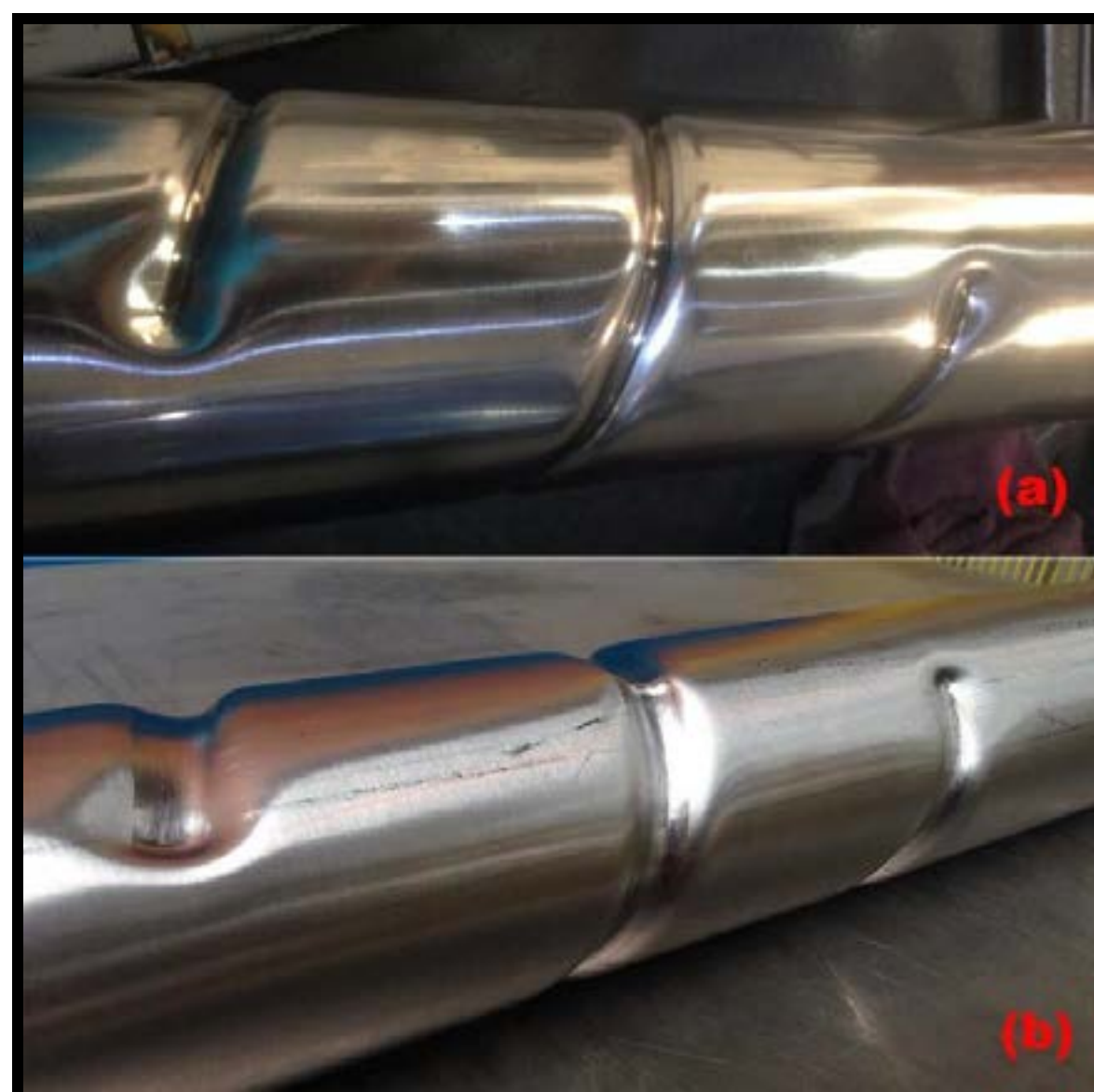
Ao observar o tubo ao final do Teste 3 do presente estudo (a), comparado ao corpo de prova no término do teste de [26] – identificado como (b) –, percebe-se que houve uma deformação menor, mas não considerada significativa, como mostra a Figura 10. Neste caso, sugere-se que seria necessário aumentar a pressão interna. Nas regiões em que os tubos apresentam costura, comparando-se o resultado do Teste 3 do presente estudo com o trabalho de [26], houve uma redução significativa na deformidade apresentada em um ponto específico do corpo de prova, demonstrada na Figura 11

## APPENDIX

Comparativos dos ensaios realizados por [26] sem fluido e pelo autor, com fluido:

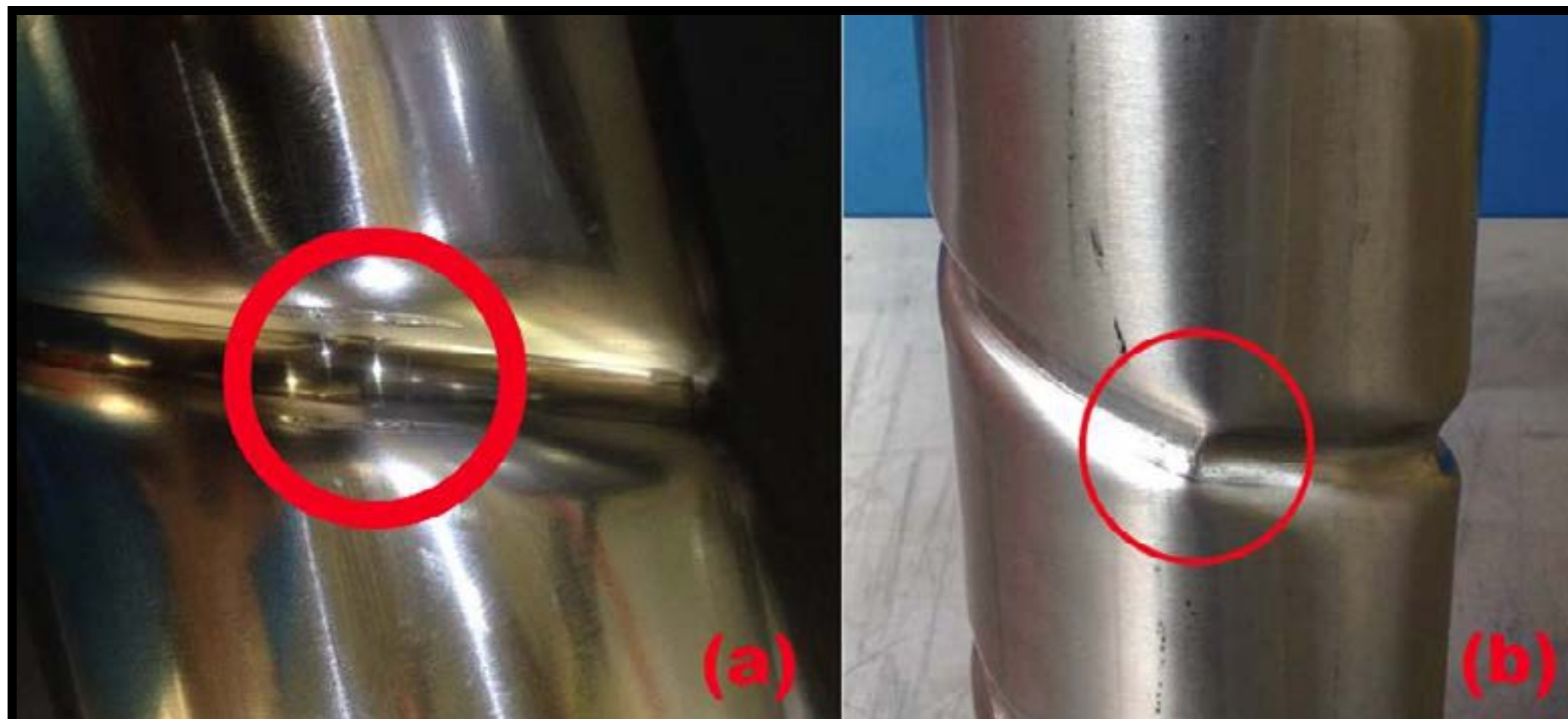


**Figura 9** – Comparativo: Teste 1 (a), Teste 2 (b) e [26] (c)



**Figura 10** – Comparativo: Teste 3 (a) e [26] (b)





**Figura 11** – Comparativo: Região da costura - Teste 3 (a) e [26] (b)

### ACKNOWLEDGMENT

Através desse estudo, é observado que a hidroconformação incremental demonstrou ser mais eficaz em comparação ao método de [26] para o fim desejado. Essa vantagem provavelmente tenha ocorrido devido à pressão interna e pelo tipo de ferramenta utilizada, visto que a ferramenta roletada trabalha sob regime reduzido de atrito em comparação à semiesférica. Mesmo com esse resultado positivo, sugere-se que novos estudos sejam feitos, visando obter uma conformação sem defeitos. Para isso, crê-se que com a inserção de uma pressão interna, mantendo o processo de hidroconformação incremental, provavelmente a deformação reduza ou não ocorra.

A espessura no final do Teste 1 apresentou menor redução do que quando comparado ao ensaio anterior. Devido a não conclusão, por isso em novos testes sugere-se que se mantenha o uso da ferramenta roletada, porém faz-se necessário pensar em um ajuste do corpo desse componente: provavelmente com um aumento no ângulo de sua extremidade, haverá maior profundidade de alcance, o que será útil para não haver interferência entre corpo da ferramenta e corpo de prova, talvez possibilitando a realização dos testes por completo.

O atrito foi baixo nos Testes 1 e 3 devido condição da ferramenta roletada. O lubrificante do presente teve desempenho dentro do esperado. Não são observados aumento de esforços para a condição com fluido.

### REFERENCES

- [1] ABRANTES, Jorge Paiva; DE LIMA, Carlos Eduardo Célio; BATALHA, Gilmar Ferreira. SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA EXPANSÃO HIDROSTÁTICA DE TUBOS DE ALUMÍNIO, 2005 III COBEF.
- [2] ALBERTI, N.; MICARI, F. **Analysis of some Innovative and Flexible Sheet Forming Processes**. In: AMST'02 Advanced Manufacturing Systems and Technology. Springer, Vienna, 2002. p. 91-103.
- [3] ALVES, José Augusto Camargo. **Estudo da conformabilidade de abas convexas da liga de alumínio AA2024-O no processo de hidroconformação de chapas**. 2011. Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP.
- [4] ANTUNES, Maria Fernanda Lousada et al. **ANÁLISE NUMÉRICA DE FORÇAS NA ESTAMPAGEM INCREMENTAL DE TAILORED BLANKS**. Revista Interdisciplinar de Pesquisa em Engenharia-RIPE, v. 2, n. 24, p. 27-39, 2016.
- [5] ARAGHI, B. T. et al. Review on the development of a hybrid incremental sheet forming system for small batch sizes and individualized production. *Production Engineering Res. Devel.*, 2011, 5, 393-404.
- [6] ATTANASIO, A. et al. Asymmetric two points incremental forming: Improving surface quality and geometric accuracy by tool path optimization. *Journal of Materials Processing Technology* 197, 2008, 59-67.
- [7] BAKHSHI-JOOYBARI, M.; GORJI, A.; ELYASI, M. **Developments in sheet hydroforming for complex industrial parts**. In: Metal Forming-Process, Tools, Design. InTech, 2012.
- [8] BORTOLUSSI, Roberto. **Análise numérica e experimental da hidroconformação de produtos tubulares**. 2001. Tese (doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP.

- [9] CASEIRO, João FM et al. **Optimisation of tubular hydroforming processes for wrinkling and thinning control**. In: Key Engineering Materials. Trans Tech Publications, 2011. p. 159-167.
- [10] CASTELAN, Jovani et al. Manufacture of custom-made cranial implants from DICOM® images using 3D printing, CAD/CAM technology and incremental sheet forming. Rev. Bras. Eng. Bioméd., Rio de Janeiro, v. 30, n. 3, p. 265-273, Sept. 2014.
- [11] CASTELAN, Jovani; SCHAEFFER, Lírio; DALEFFE, Anderson. **Desenvolvimento de produtos personalizados através de estampagem incremental para aplicações na medicina ortopédica**. Rev. Ferramental, Joinville, ano V, n. 24, Jul./Ago 2009, 15-21.
- [12] CAVALER, Luiz Carlos de Cesaro. **Parâmetros de conformação para a estampagem incremental de chapas de aço inoxidável AISI 304L**. 2010. 131 f. Tese (Doutorado) - Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.
- [13] EVANGELISTA, Sérgio Henrique; LIRANI, João; DE CARVALHO, Jonas. **UMA REVISÃO DE CONCEITOS SOBRE OS DIAGRAMAS DE LIMITE DE CONFORMAÇÃO**. In: Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, UFRN, Natal, Brasil. 2000.
- [14] FERRARINI, José Luiz. **Caracterização de materiais para o processo de estampagem**. 2004. 116 f. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2004.
- [15] GELIN, Jean-Claude. Advances and progresses in sheet and tube hydroforming processes. In: Advances in Material Forming. Springer, Paris, 2007. p. 193-205.
- [16] HU, Huiwen et al. **Development of sheet hydroforming for making an automobile fuel tank**. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, v. 229, n. 4, p. 654-663, 2015.
- [17] KUMAR, Yogesh; KUMAR, Santosh. **Incremental Sheet Forming (ISF)**. In: Advances in Material Forming and Joining. Springer, New Delhi, 2015. p. 29-46.
- [18] LI, Yanle et al. **A review on the recent development of incremental sheet-forming process**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 92, n. 5-8, p. 2439-2462, 2017.
- [19] LIRIO, José Felipe Bazzanella et al. **Desenvolvimento de ferramenta para estampagem incremental de aços inoxidáveis austeníticos**. Revista Ciência e Tecnologia, [S.l.], v. 20, n. 36, jun. 2017. ISSN 2236-6733.
- [20] LU, Haibo et al. Part accuracy improvement in two point incremental forming with a partial die using a model predictive control algorithm. Precision Engineering, v. 49, p. 179-188, 2017.
- [21] PARKER SEALS. **Manual de O'Ring - Catálogo 5700 BR**. 1997. Disponível em: <[http://www.parker.com/parkerimages/br/download/seal/pdf/5700\\_br.pdf](http://www.parker.com/parkerimages/br/download/seal/pdf/5700_br.pdf)>. Acesso em: 05 novembro 2018.
- [22] PARKER SEALS. **O'Ring - Catálogo 001-3 BR**. 2004. Disponível em: <[http://www.parkerhannifin.be/parkerimages/br/download/seal/pdf/001\\_3\\_br.pdf](http://www.parkerhannifin.be/parkerimages/br/download/seal/pdf/001_3_br.pdf)>. Acesso em: 05 novembro 2018.
- [23] PRADELLA, Marcelo Pinto; FOLLE, Luis Fernando. **Estudo dos parâmetros de estampagem incremental para PVC**. Matéria (Rio J.), Rio de Janeiro, v. 21, n. 4, p. 1094-1104, Dec. 2016.
- [24] SCHAEFFER, Lírio. **Conformação mecânica**. 2. ed. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2004. 167 p. ISBN 8586647136.
- [25] SHINDE, Rakesh A.; PATIL, Dr. Bhushan T.; JOSHI, Ketaki N. **Optimization of Tube Hydroforming Process (without Axial feed) by using FEA Simulations**. Procedia Technology 23 ( 2016 ) 398 – 405.
- [26] SILVA, Rafael Cordeiro da. **Análise do processo de estampagem incremental aplicado em uma geometria tubular**. 2017. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Centro Superior de Tecnologia Tecbrasil, Caxias do Sul, 2017
- [27] TRALLI, Fernando Cunha. **SIMULAÇÃO NUMÉRICA DO PROCESSO DE HIDROCONFORMAÇÃO DE TUBOS DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L**. 2010. Dissertação – Universidade de São Paulo, Faculdade de Engenharia Mecânica, São Paulo, SP.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Avaliação da Taxa de Expansão de Furos em chapa de Aço Hardox450®, para Diversos Diâmetros de Furos

Evandro Fabrisio <sup>(1)</sup>

Juliano Ercolani <sup>(2)</sup>

Leandro Antônio Thesing <sup>(3)</sup>

Lirio Schaeffer <sup>(4)</sup>

### RESUMO

Os estudos com os aços de alta resistência estão sendo mais frequentes e a verificação de características (ductilidade, resistência mecânica, entre outras) destes aços se faz necessária para que seu emprego atenda às exigências de qualidade solicitadas pela indústria. Nos estudos para a investigação das características de estampagem, a verificação da conformabilidade de chapas é dividida em duas áreas: conformabilidade de volume (*bulk sheet formability*) e conformabilidade de borda (*edge formability*). A conformabilidade de volume é a capacidade da chapa em ser conformada, sem que ocorram falhas nesse processo devido à falta de ductilidade, enquanto que conformabilidade de borda é a capacidade do material da chapa em ser estampado, sem que ocorram falhas por fratura em uma borda ou furo. A conformabilidade de borda é avaliada através de ensaios de expansão de furos e a medida é conhecida como taxa de expansão de furos. A expansão de furos consiste em medir a porcentagem que um furo pode ser expandido até que ocorra o início da ruptura. O ensaio de expansão de furos é um método de avaliação do comportamento do material na produção, uma vez que simula condições similares às encontradas na produção de peças (matriz e chapa). O objetivo deste estudo é avaliar o comportamento aço Hardox450® na expansão de furo para os diâmetros de Ø5 mm, 7,5 mm, 10 mm, 12,5 mm, 15 mm e 17,5 mm na condição sem lubrificante. Para a realização do ensaio de expansão de furo foi usado o ferramental orientado segundo a norma ISO 16630:2009, e a expansão acontece a partir da atuação de um punção cônico com 60 graus sobre um corpo de prova com um furo central e, a partir daí, é calculada a taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ). Conforme orientação da norma ISO 16630:2009, o diâmetro do furo central é de 10 mm, porém neste estudo optou-se em avaliar também taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ) em outros diâmetros, que foram confeccionados utilizando o processo de corte por jato d'água. Após as avaliações, pode-se observar que a taxa de expansão de furo para o diâmetro de 10 mm foi de 66% e a altura da flange média atingida até a ruptura ficou em 12,20 mm, utilizando um força média de 22,38 kN. Para os diâmetros inferiores a 10 mm (Ø5mm e 7,5 mm), pode-se observar que os resultados de taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ) foram superiores a 66%, porém a altura da flange média resultante até a ruptura e força média utilizada atingiram resultados inferiores. Para os diâmetros superiores a 10 mm (12,5 mm, 15 mm e 17,5 mm), pode-se observar que os resultados de taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ) foram inferiores a 66%,

<sup>(1)</sup> Eng. Mecânico, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil. [evandrofabrisio@ufrgs.br](mailto:evandrofabrisio@ufrgs.br)

<sup>(2)</sup> Eng. Mecânico, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil. [julianoercolani@ufrgs.br](mailto:julianoercolani@ufrgs.br)

<sup>(3)</sup> Prof. Dr. Eng; Universidade Federal do Pampa, Brasil. [leandro.thesing@unipampa.edu.br](mailto:leandro.thesing@unipampa.edu.br)

<sup>(4)</sup> Prof. Dr. Ing, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil. [schaeffer@ufrgs.br](mailto:schaeffer@ufrgs.br)

porém a altura da flange média resultante até a ruptura e força média utilizada alcançaram resultados superiores.

**Palavras Chave — Hardox450®, Expansão de Furos, Estampagem.**

## 1. INTRODUÇÃO

O estudo com materiais de alta resistência tem crescido consideravelmente em diversas áreas industriais, devido a algumas características importantes presentes nos mesmos, como: resistência ao desgaste, resistência ao impacto, ductilidade, redução de peso, entre outras. Desta forma, é fundamental o conhecimento aprofundado das propriedades mecânicas destes materiais, podendo estes serem aplicados em diversos processos de manufatura na indústria, sendo o segmento de estampados um dos setores mais interessados nestas definições de propriedades.

O aço de alta resistência Hardox450® vem sendo estudado como uma alternativa para a indústria de estampados e, a partir das características apuradas através dos estudos aplicados a este material, o mesmo poderá vir a representar um avanço em qualidade e, assim, ser um material que pode ser utilizado pela indústria em diversas áreas e aplicações.

Com a necessidade destas avaliações, alguns ensaios estão sendo empregados para averiguar as conformabilidades possíveis nas chapas do aço Hardox450®. Um dos ensaios utilizados na investigação das propriedades deste aço é o ensaio de expansão de furos, onde a propriedade observada é a taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ). Conforme a norma ISO 16630:2009, para executar este ensaio é preciso realizar um furo central no corpo de prova com diâmetro de 10 mm e a expansão acontece a partir da atuação de um punção cônico com 60 graus sobre este corpo de prova furado.

Entretanto, na estampagem de chapas furadas, a geração de trincas nas bordas de furos expandidos é um dos defeitos mais comum. Assim, a qualidade superficial da parede do furo é importante para a definição da taxa de expansão.

Assim, o artigo se propõe a realizar uma análise da taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ) do Aço Hardox450®, verificando a mesma não apenas para o furo de 10 mm, mas também para os furos de Ø5mm, 7,5 mm, 12,5 mm, 15 mm e 17,5 mm. Observando o comportamento da expansão dos furos presentes em todos os corpos de prova (gerados pelo processo de corte por jato d'água) sem a presença de lubrificantes.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Hardox450®

O Hardox450® é aço fabricado pela SSAB com matriz em Oxelösund na Suécia, sendo este uma liga resistente à abrasão que possui alta resistência mecânica, sendo orientado para aplicações em máquinas de grande porte [1].

Sua microestrutura é composta de martensita revenida e grãos refinados [2]. Pode-se visualizar no Quadro 1 os percentuais de elementos químicos presentes neste aço [3].

**Quadro 1:** Composição Química Hardox450® - SSAB (2017)

C (max. %)	Si (max. %)	Mn (max. %)	P (max. %)	S (max. %)	Cr (max. %)	Ni (max. %)	Mo (max. %)	B (max. %)
0,18	0,25	1,3	0,015	0,004	0,10	0,10	0,04	0,003

Este material possui boas características de dureza (na escala Brinell entre 420-475 HBW), resistência ao escoamento (em torno de 1550 MPa) e soldabilidade [1].



## 2.2. Conformabilidade de chapas

A conformabilidade de chapas pode ser dividida em:

- Conformabilidade de volume (*bulk sheet formability*), sendo esta a capacidade de a chapa ser conformada, sem que ocorram falhas nesse processo devido à falta de ductilidade.
- Conformabilidade de borda (*edge formability*), que é a capacidade do material da chapa em ser estampado, sem que ocorram falhas por fratura em uma borda ou furo. A conformabilidade de borda é avaliada através de ensaios de expansão de furos e a medida é conhecida como taxa de expansão de furos [4].

### 2.2.1 Expansão de Furos

A expansão de furos consiste em medir a porcentagem que um furo pode ser expandido até que ocorra o início da ruptura. Atualmente, existem duas normas utilizadas para avaliar a expansão de furos, sendo estas:

- A JFS T 1001 - 1996 (Norma Japonesa), muito usada por pesquisadores;
- A Norma ISO 16630:2009, muito usada pelas indústrias automobilísticas, principalmente na Europa [5].

A expansão de furos possui uma relação com o comportamento do material na produção, uma vez que simula condições similares às encontradas na produção de peças (matriz e chapa) [5].

A expansão deve ser realizada com um punção cônico de 60° e o diâmetro do furo no corpo de prova deve ser de 10 mm. A razão de expansão de furo deve ser calculada conforme a equação 01 [6].

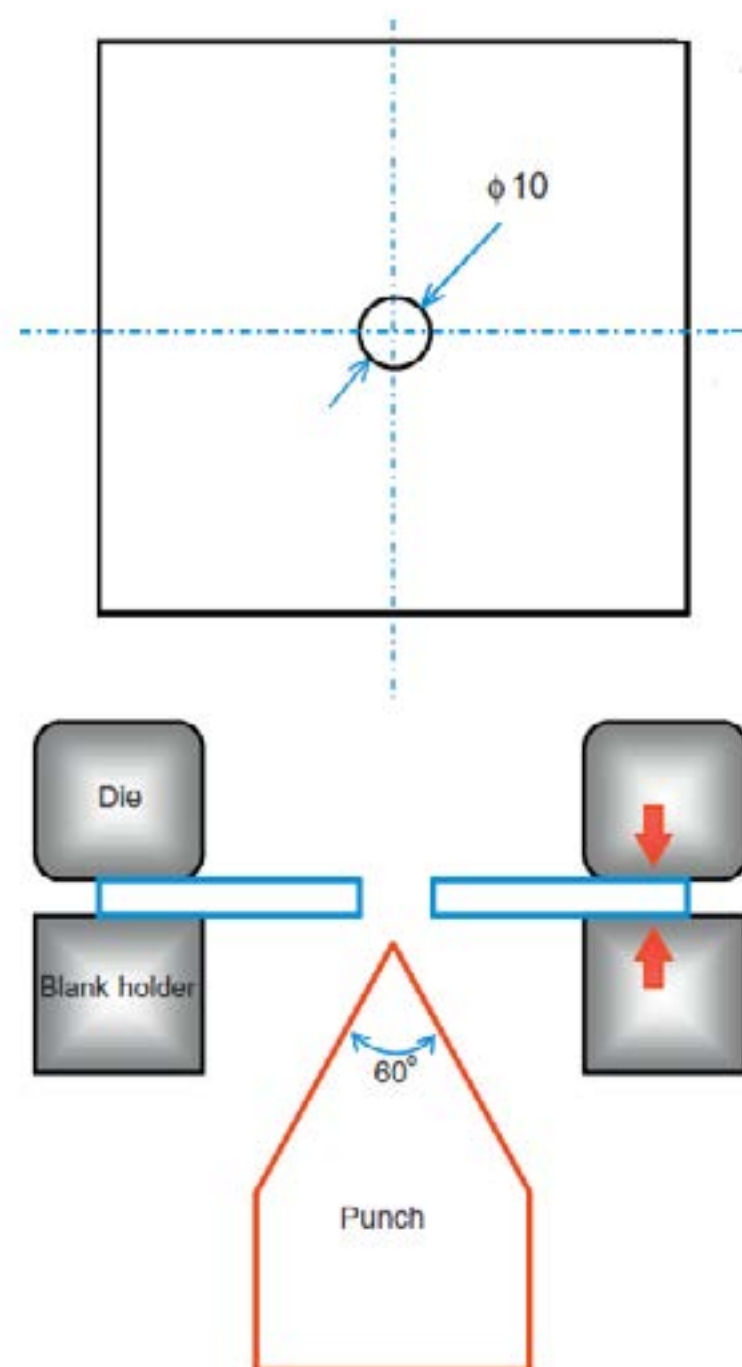
$$\lambda = \left( \frac{D_h - D_0}{D_0} \right) \times 100 \quad (01)$$

Onde:

- $\lambda$  = é a taxa de expansão do furo (%);
- $D_0$  = é o diâmetro original do furo (mm);
- $D_h$  = é o diâmetro médio do furo após a ruptura (mm);

A capacidade de um furo ser expandido não é dependente somente da ductilidade do material. A qualidade superficial da parede do furo e o diâmetro do furo são de extrema importância na sua razão de expansão [7].

Na Figura 1 pode-se observar o punção e corpo de prova, conforme as orientações da norma ISO 16630:2009 [6].



**Figura 1** – Expansão de Furos [5]

O ensaio de expansão de furos avalia, através da atuação de um punção cônico de 60 graus, a taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ), que também é conhecida como razão de expansão de furos. Esta taxa é utilizada para verificar a conformabilidade de borda (capacidade de a chapa ser estampada sem que ocorra a estrição na borda ou furo).

### 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O ensaio de expansão de furo foi realizado com o auxílio de Máquina Universal de Ensaio Mecânicos (EMIC DL60000) (Figura 2) com capacidade de 60 kN, conectada a um computador que coletou as leituras de tempo, deformação absoluta ( $\Delta L$ ) e força de cada experimento realizado com uma velocidade de 5 mm/min.



**Figura 2:** EMIC



Para a realização do ensaio de expansão de furo foi usado o ferramental construído conforme a norma ISO 16630:2009 (Figura 3).

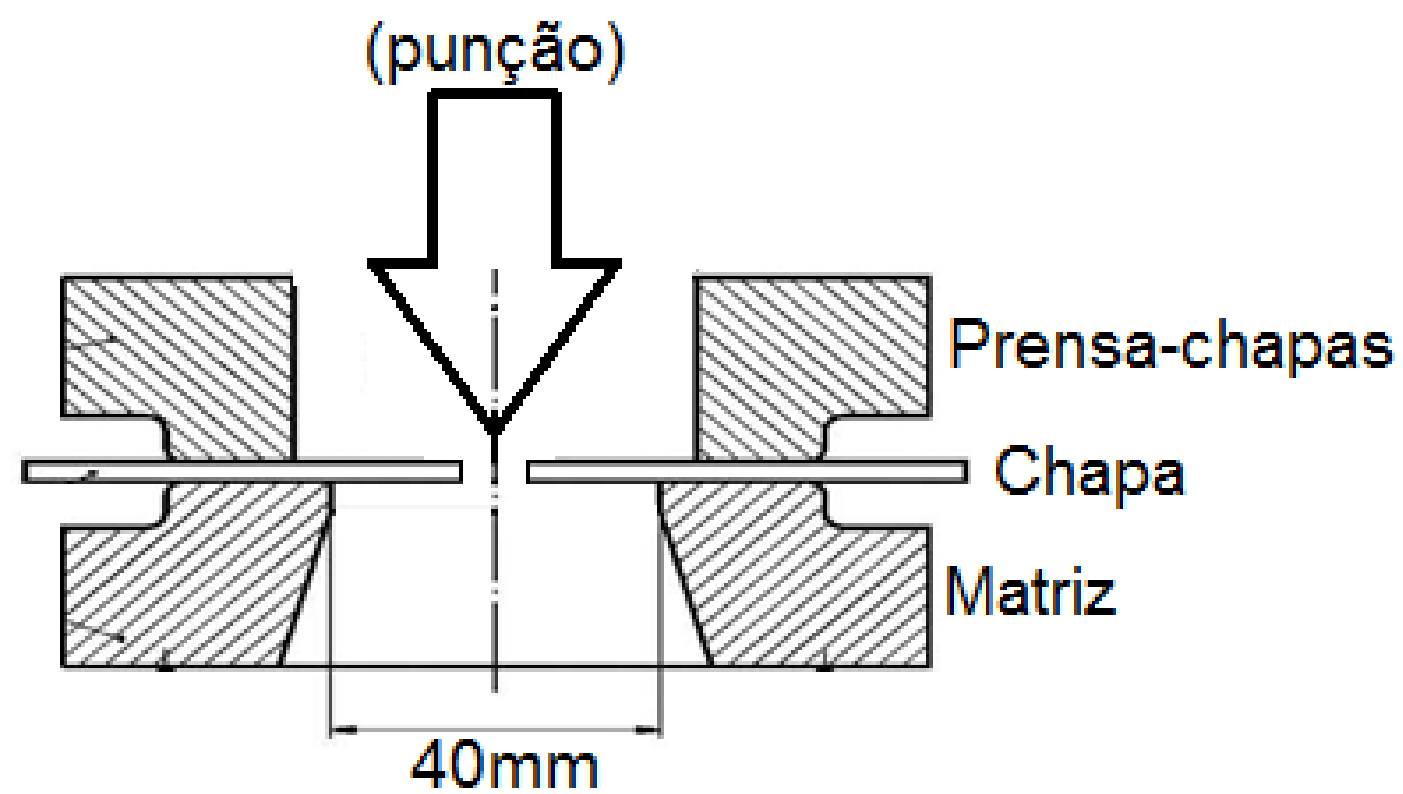


Figura 3: Matriz [8]

Os corpos de prova (Figura 4) utilizados no ensaio seguem as orientações dimensionais da norma ISO 16630 (2009), e os mesmos foram confeccionados utilizando o processo de corte por jato d'água (para preservar a integridade do material), porém o formato externo do corpo de prova confeccionado foi o circular.

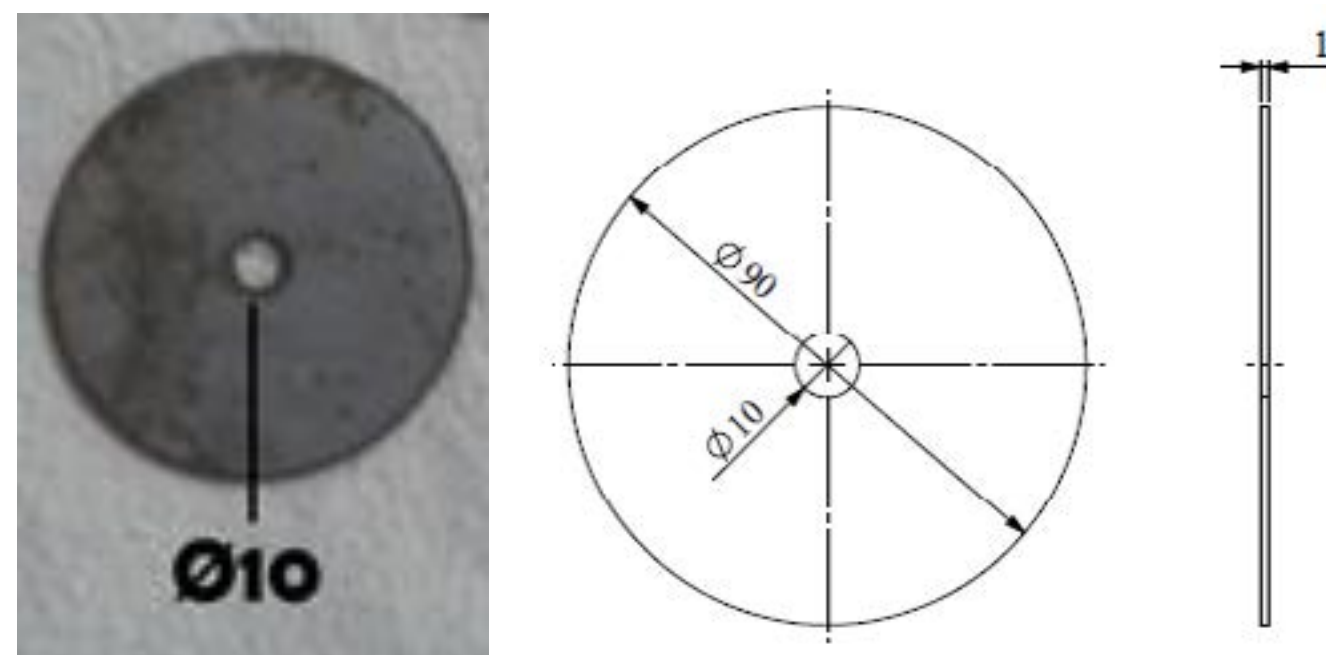


Figura 4: Corpo de Prova

Todas as informações referentes a força ( $F$ ) e deslocamento foram coletados a partir do auxílio computacional presente na Máquina Universal de Ensaio Mecânicos e o ensaio foi realizado sem o uso de lubrificantes. Seguiu-se a recomendação da Norma, a qual indica que três corpos de prova sejam ensaiados, apresentando-se a média dos resultados calculados com o auxílio da equação 1.

Conforme as orientações da norma ISO 16630:2009, ensaio de expansão de furos é realizado utilizando nos corpos de prova um furo central no diâmetro de 10 mm. Porém optou-se em realizar experimentos com a utilização de corpos de prova com alguns diâmetros furo central não padronizados pela norma, sendo estes:

- Ø5 mm;
- 7,5 mm;
- 12,5 mm;
- 15 mm;
- 17,5 mm;

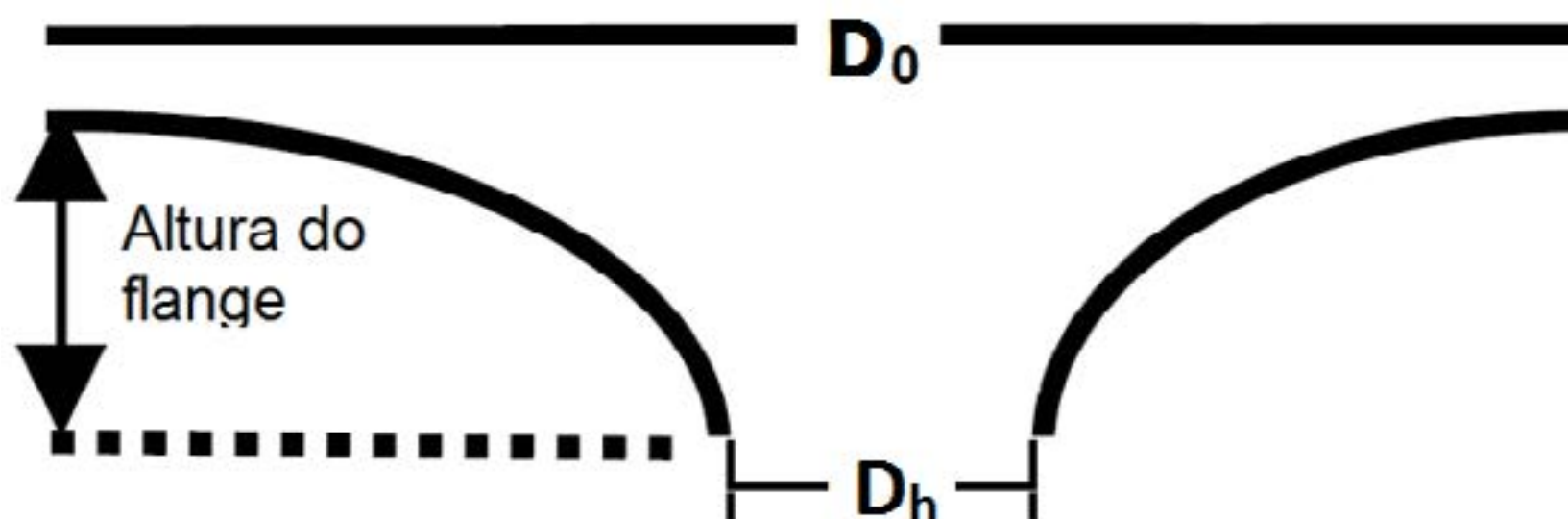
Todos os corpos de prova foram confeccionados utilizando-se o processo de corte por jato

d'água, sendo utilizados no ensaio três corpos de prova para cada diâmetro, sem a presença de lubrificantes.

Após a realização do ensaio foi realizado a verificação dimensional com o auxílio de um paquímetro digital do diâmetro expandido junto a cada corpo de prova ensaiado.

#### 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Com o ensaio de expansão de furos concluído, os diâmetros gerados a partir da expansão ( $D_h$ ) (Figura 05) foram reunidos e analisados.



**Figura 5:** Representação da Chapa após a Expansão de Furo [8]

No Quadro 2 são apresentados os resultados de expansão dimensional dos furos submetidos ao ensaio.

**Quadro 2:** Média dos Furos Expandidos

Ø Furo Inicial ( $D_o$ )	Ø Furo Expandido - Ensaio 01 ( $D_h$ )	Ø Furo Expandido - Ensaio 02 ( $D_h$ )	Ø Furo Expandido - Ensaio 03 ( $D_h$ )	Média ( $D_h$ )
5	10	9,45	9,5	9,65
7,5	13,5	13	12,2	12,90
10	16,9	16,9	16	16,60
12,5	18,7	19,6	17,3	18,53
15	22,6	22	24	22,87
17,5	25,4	25,4	25,4	25,40

Após a verificação da média da expansão para cada diâmetro de furos, verificou-se com o auxílio da equação 01 a taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ). No Quadro 03 são apresentados os resultados obtidos para os diferentes diâmetros

**Quadro 3:** Média dos Furos Expandidos

$D_h$ (mm)	$D_o$ (mm)	$\lambda$ (%)
9,65	5	93
12,90	7,5	72
16,60	10	66
18,53	12,5	48
22,87	15	52
25,40	17,5	45

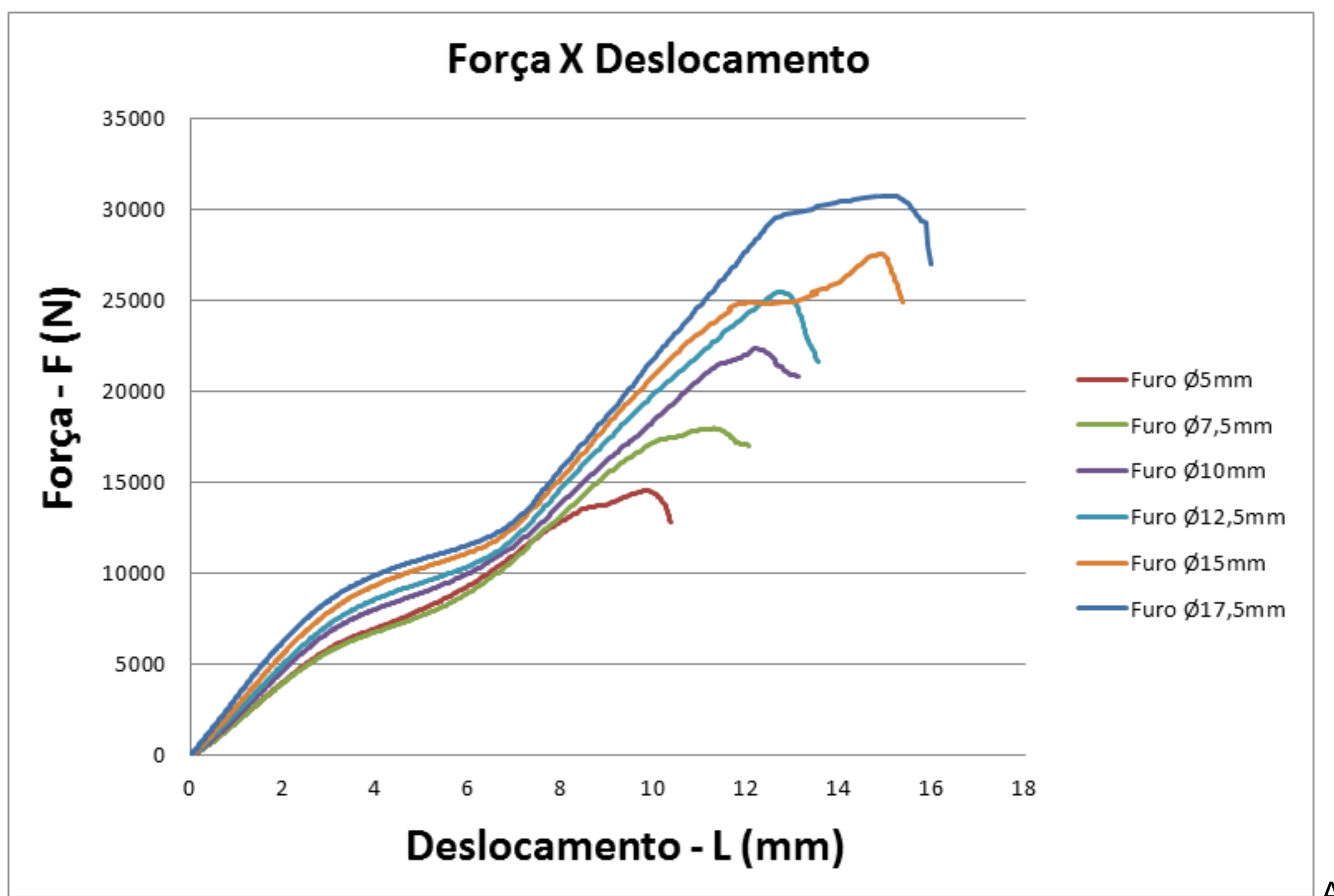
A taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ) é utilizada para verificar a conformabilidade de borda (capacidade de a chapa ser estampada sem que ocorra a estricção na borda ou furo). No Quadro 04, apresentam-se os resultados de Força (em N) e Deslocamento (mm) absoluto alcançado até momento em que ocorre a ruptura na borda do furo. Os valores de deslocamento representam os resultados médios da altura do flange atingidos por cada corpo de prova.



**Quadro 4:** Força e Deslocamento – Expansão de Furos

Furo (mm)	Deslocamento Absoluto – L (mm)	Força Máxima – F(N)
Ø5	9,80	14523
Ø7,5	11,29	17965
Ø10	12,20	22380
Ø12,5	12,67	25461
Ø15	14,89	27520
Ø17,5	15,13	30707

A Figura 6 exibe as curvas de força em função do deslocamento do punção.

**Figura 6:** Força e Deformação – Expansão de Furos

## 5. CONCLUSÕES

No ensaio de expansão de furo realizado segundo da norma ISO 16630:2009 (com furo de diâmetro de 10 mm) pode-se observar que a taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ) média foi de 66% e a altura média da flange atingida até a ruptura ficou em 12,2 mm, utilizando um força máxima média de 22,38 kN. Acredita-se que a taxa de expansão resultante atingida poderia ser superior, uma vez que o ensaio foi realizado sem o uso de lubrificantes.

Pode-se observar que para os diâmetros inferiores a 10 mm (Ø5mm e 7,5 mm), a taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ) foi superior a 66% (93% e 72%), porém a altura da flange média atingida até a ruptura e força média utilizada atingiram resultados inferiores. Para os diâmetros superiores a 10 mm (12,5 mm, 15 mm e 17,5 mm), pode-se observar que os resultados de taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ) foram inferiores a 66% (48%, 52% e 45), porém a altura da flange média resultante até a ruptura e força média utilizada atingiram resultados superiores.

Pode-se observar que para os furos abaixo do diâmetro de 10 mm os resultados para a taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ) apresentaram diferenças significativas, enquanto que para os furos acima do

diâmetro de 10 mm os resultados para a taxa de expansão do furo ( $\lambda$ ) apresentaram uma certa linearidade, ou seja, o valores foram próximos.

Pode-se observar que a força utilizada nos ensaios e a altura de flange resultante foram aumentando conforme a sequência crescente do diâmetro do furo central presentes nos corpos de prova utilizados.

Assim, que a expansão de furos é influenciada pela geometria do punção utilizado no ensaio, o diâmetro inicial e o acabamento superficial do furo [8].

## REFERÊNCIAS

- [1] HUB, J., KOMENDA, J., Ballistic Resistance of Steel Plate Hardox upon Impact of Non-Penetrating Projectiles, Department of Aerospace and Rocket Technologies, University of Defence, Brno, Czech Republic, 2009.
- [2] LESSA C. R. L. Soldagem FHPP - Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn, 2011. 120 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2011.
- [3] SSAB. Hardox 450 CR Sheet. 2017. Disponível em: <<http://www.ssab.com>>. Acesso em: 02 Julho 2019.
- [4] PAUL, S. K.; MUKHERJEE M.; KUNDU S.; CHANDRA S., Prediction of hole expansion ratio for automotive grade steels, Computational Materials Science, v. 89, p. 189–197, 2014.
- [5] SCHEY, J. A. Formability determination for production control. Journal of Materials Processing Technology, v. 32, p. 207–221, 1992.
- [6] FANG, X., FAN, Z., RALPH, B., The relationships between tensile properties and hole expansion property of C-Mn steels, Journal Of Materials Science, v. 38, n.18, p. 3877 – 3882, 2003.
- [7] GIPIELA, M. L., Estudo da Expansão de Furos E Estampabilidade de Chapas de Aço Multifásico Cpw800. 2012. 184 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2012.
- [8] THESING, L. A., Expansão de Furos Em Chapas de Aço Avançado de Alta Resistência (DOCOL 190M). 2018. 161 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. 2018.
- [9] ISO - INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. Metallic materials — Sheet and strip — Hole expanding test. ISO, 2009.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Levantamento da Curva Limite de Conformação para o Aço Inoxidável AISI 304

### Conformity Limit Curve Survey for Stainless Steel AISI 304

Clauber Roberto Melo Marques <sup>(1)</sup>

Anderson Daleffe <sup>(2)</sup>

Max Gabriel Steiner <sup>(3)</sup>

Eduardo Possamai Tinelli <sup>(4)</sup>

Gilson Demarch <sup>(5)</sup>

#### RESUMO

O processo de estampagem de chapas representa atualmente uma grande parcela da manufatura de produtos metálicos, tendo o mercado de peças automotivas e utensílios domésticos como sua principal área de aplicação.

Prever os limites de estampagem de cada material é fundamental para desenvolvimento dos projetos de produtos e matrizes de estampagem, visando a redução dos custos de produção e perdas com projetos errados. As Curvas Limite de Conformação (CLC) fornecem informações à cerca da combinação das principais deformações que ocorrerão no processo de fabricação e que poderão dar origem ao defeito ou não defeito em uma peça.

Foi realizado o levantamento da curva CLC para o aço AISI 304, utilizando o método Nakajima modificado. O aço inoxidável 304 é indicado para a fabricação de peças para trens e ônibus, tanques para transporte de líquidos e produtos diversos, tubulações, reatores, tanques de mistura para diferentes indústrias, sistemas de exaustão, entre outros.

Para execução do ensaio foi utilizado 16 corpos de prova, foi utilizado o processo eletroquímico para gravar uma malha de geometria circular para posterior verificação das deformações no corpo de prova ensaiado. Para realizar a deformação nos corpos de prova foi utilizada uma prensa hidráulica com punção hemisférico com 50mm de diâmetro e óleo AW68 como lubrificante.

Com os ensaios realizados foi possível medir as deformações verdadeiras ( $\varphi$ ) na malha impressa nos corpos de prova e a partir das deformações plotar a curva limite de conformação para o material AISI 304.

**Palavras-chave:** Conformação, Estampagem de chapas, Aço inoxidável, AISI 304

#### ABSTRACT

The sheet metal stamping process currently represents a large portion of the manufacture of metal products, with the automotive parts and household items market as its main application area.

Predicting the stamping limits of each material is critical to the development of product designs and stamping dies, with a view to reducing production costs and losses from wrong designs. Conformation Limit Curves (CLC) provide information about the combination of the major deformations that will occur in the manufacturing process that may lead to defect or non-defect in a part.

The CLC curve was surveyed for AISI 304 steel using the modified Nakajima method. 304 stainless steel is suitable for the manufacture of parts for trains and buses, tanks for transporting liquids and various products, pipes, reactors, mixing tanks for different industries, exhaust systems, among others.

For the execution of the test, 16 specimens were used, the electrochemical process was used to record a circular geometry mesh for subsequent verification of deformations in the test specimen. To deform the specimens, a 50mm diameter hemispherical punch hydraulic press and AW68 oil were used as lubricant.

With the tests performed it was possible to measure the true deformations ( $\varphi$ ) in the mesh printed on the specimens and from the deformations plot the conformation limit curve for the material AISI 304.

**Keywords:** Forming, Sheet Metal Stamping, Stainless Steel, AISI 304

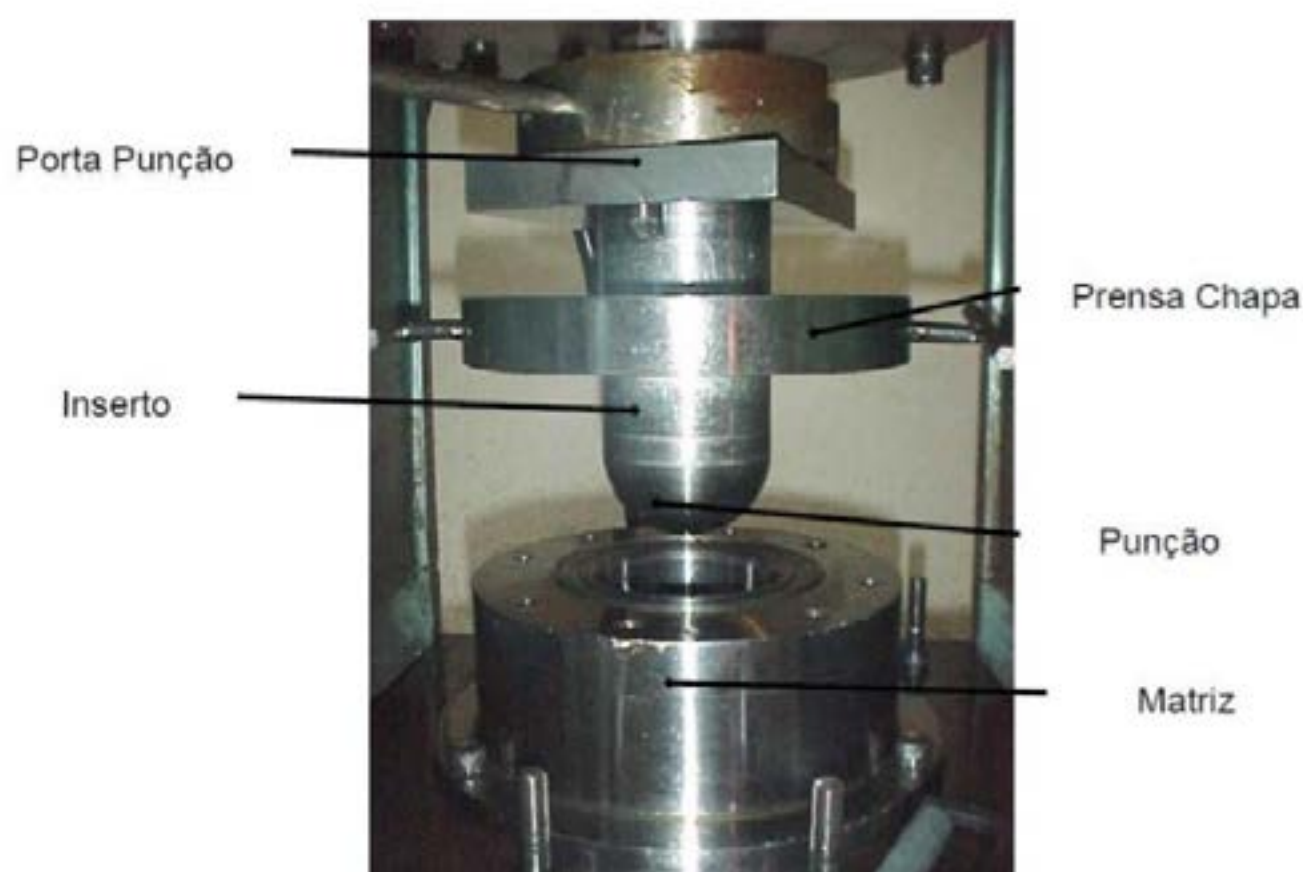
## 1 CURVAS LIMITE DE CONFORMAÇÃO

As Curvas Limite de Conformação (CLC) fornecem informações à cerca da combinação das principais deformações que ocorrerão no processo de fabricação e que poderão dar origem ao defeito ou não defeito em uma peça [1].

Todo tipo de chapa metálica (aço, alumínio, latão, etc...) pode ser deformada até certo nível para que a estricção localizada e a fratura ocorram. O principal fator para a formação deste nível depende principalmente da combinação de deformações aplicadas, ou seja, depende da relação entre as deformações principais, maior e menor. O nível mais baixo de deformações ocorre no estado plano de deformações ou próximo a ele, porém isso ocorre quando a deformação principal menor é zero [2].

### 1.1 ENSAIO NAKAJIMA

O ensaio mais prático na determinação de uma CLC, dentre os ensaios possíveis é o Nakajima. Visando esclarecer os limites de conformação de uma chapa quando submetida a um estado complexo de deformação, Nakajima propôs um ensaio onde seriam combinados os diferentes estados de deformações oriundos dos ensaios de embutimento e estiramento. Este ensaio consiste em esticar corpos de prova com larguras diferenciadas, mantendo os demais parâmetros constantes. Fazem parte deste ensaio uma matriz com prensa-chapas e um punção. Os corpos de prova são fixados na matriz através do pensa-chapas, e se a força utilizada para frear o corpo de prova for insuficiente o mesmo escora para dentro da matriz e se for excedente o corpo se rompe. A utilização do punção ocorre através de forçado este contra o corpo de prova provocando o estiramento [1]. A ferramenta de ensaio Nakajima segue a configuração ilustrada na Fig.1.



**Figura 1** - Ferramenta utilizada no ensaio de Nakajima  
Fonte: NETTO [3]



Diferentes deformações ocorrem nos corpos de prova, similares as deformações que ocorrem num processo de estampagem real, a variação do formato do corpo de prova é o causador dessa diferença de deformação. Estas deformações são medidas através da inserção destas num diagrama  $\phi 1 \times \phi 2$ . A curva CLC é um polinômio que passa por baixo da nuvem correspondente as deformações medidas, assumindo que qualquer par de deformações  $\phi 1 \times \phi 2$  abaixo da curva esteja dentro de condições favoráveis para estampagem. Dessa forma, os valores acima da curva já atingiram a estricção localizada [1].

## 1.2 CORPOS DE PROVA DO ENSAIO NAKAJIMA

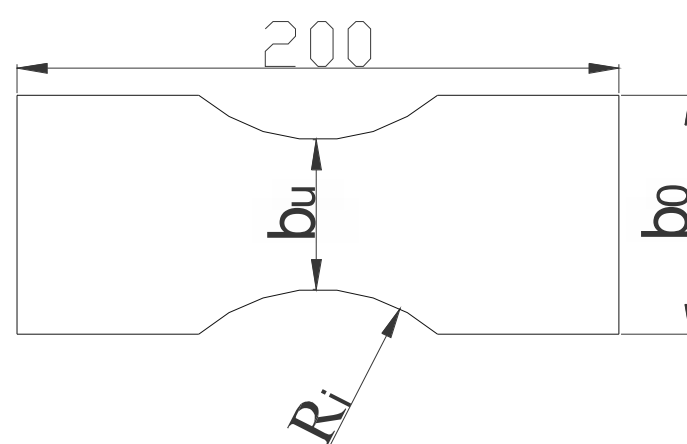
Originalmente o ensaio Nakajima prevê um total de dezoito corpos de prova, todos com 200 mm de comprimento, porém, com largura variando de 40 mm a 200 mm. A variação nos valores de largura dos corpos de prova é o fator determinante para a simulação dos modos de deformação por estiramento [4].

Através desta configuração das amostras de ensaio, as chapas são preparadas em duas baterias de testes. A 1ª bateria é destinada apenas para o levantamento da Curva Limite de Conformação (CLC) do aço base de estudo, neste caso é utilizado somente o punção hemisférico. A 2ª bateria destina-se aos ensaios com punções variados, neste é avaliada a influência da geometria do ferramental, utilizando-se de base comparativa a curva CLC levantada com o punção padrão (correspondente ao método tradicional de levantamento da CLC) [5].

Segundo o método tradicional de ensaio (com punção padrão), para o levantamento da CLC, utilizam-se doze corpos de prova. As chapas devem ser cortadas em guilhotina, todas com 200 mm de comprimento e com larguras de 40, 50, 60, 70, 80, 90, 100, 110, 125, 150, 175 e 200 mm, respectivamente [5].

## 1.2 VARIAÇÃO DO MÉTODO NAKAZIMA

Uma variação para os corpos de prova Nakazima foram descritas em estudos aplicados à curva CLC por Klein e Cervelin [4], a proposta é que os corpos de prova sejam em tiras entalhadas. Os entalhes modificam a restrição lateral da tira quando estirada, forçando que a ruptura ocorra na região central do corpo de prova. Na Fig. 2 e Tab. 1 é mostrada esta variação.



**Figura 2** – Entalhe no corpo de prova  
Fonte: Klein e Cervelin [4]

**Tabela 1** – Medidas dos raios, largura e comprimento dos corpos de prova.

CP	$R_i$ [mm]	$b_u$ [mm]	$b_0$ [mm]
1	100	10	40
2	90	20	50
3	80	30	60
4	70	40	70
5	60	50	80
6	50	60	100
7	40	80	120
8	25	100	150

Fonte Klein e Cervelin [4]

Para cada combinação de raio e comprimento tem-se uma largura dita como largura útil, com a variação desta largura muda-se o tipo de deformação no corpo de prova. Quando menor a largura o corpo de prova sofre deformação de embutimento, quanto maior a largura o corpo de prova passa a sofrer deformação de estiramento biaxial.

Portanto, devido a variação de geometria os corpos de prova são deformados de diferentes formas, simulando diferentes deformações de embutimento puro, embutimento, tração, deformação plana, estiramento e estiramento biaxial [3].

### 1.3 VISIOPLASTICIDADE

A técnica utilizada para a medição de deformações é denominada visioelasticidade. Este é o método de medir as deformações através da verificação das dimensões de uma malha impressa na peça a ser analisada. Recomenda-se malhas quadradas ou circulares com dimensões de 1,5mm a 5,0mm para diâmetro se for circular e para a aresta se for malha quadrada. Usualmente se utiliza o método de gravação eletroquímica para realizar a impressão da malha na peça [7].

### 1.4 AÇO INOX 304

O aço inox 304 é uma liga metálica composta por Ferro, Carbono, Silício, Manganês, Fósforo, Enxofre, Cromo e Níquel. Este aço é o mais conhecido na família dos Austeníticos. O aço inoxidável 304 é indicado para a fabricação de peças para trens e ônibus, tanques para transporte de líquidos e produtos diversos, tubulações, reatores, tanques de mistura para diferentes indústrias, sistemas de exaustão, entre outros [9].

Aços inoxidáveis austeníticos podem ser classificados em estáveis e metaestáveis. O aço inox 304 é um austenítico estável, esses austeníticos estáveis retêm a estrutura austenítica mesmo após a considerável deformação a frio. Dessa forma, isso é ideal para o processo de estampagem incremental que busca a máxima capacidade de deformação plástica do material para a obtenção da fabricação da peça desejada. São compostos basicamente por Ferro, Cromo e Níquel. Não são ferro magnéticos e não endurecem por tempera, além de apresentarem estrutura austenítica CFC a temperatura ambiente [10].

O aço inox austenítico quando encruado apresenta um aumento na dureza e está mais propenso a corrosões intergranulares. É a classe que apresenta maior resistência à corrosão, entre os aços inoxidáveis conformados e, conseqüentemente, são os mais utilizados em componentes industriais sujeitos à corrosão [10].

Entre as suas principais qualidades estão a resistência à corrosão a uma temperatura de até 920°C, permite ser soldado com facilidade e tem alta praticidade de conformação. Dessa forma, este tipo de aço tem aplicações nas indústrias aeronáuticas, náuticas, ferroviárias, petroquímicas, açucareiras, alimentícias e têxteis, entre outras [9].

## 2 PROCEDIMENTO METODOLÓGICO

### 2.1 CORPOS DE PROVA

Para o presente trabalho foram utilizadas duas famílias de corpos de prova para realização do ensaio Nakazima. Os corpos de prova foram fabricados de aço inoxidável AISI 304 com espessura de 0,5mm. Para fabricação dos corpos de prova foi realizado o projeto em software CAD de cada CP, e o corte foi executado em máquina de corte à laser.

Os corpos de prova possuem comprimento de 200mm e larguras de 40, 50, 60, 70, 80, 100, 120 e 150mm, para cada largura o corpo de prova contém um entalhe raiado com medidas especificadas pelo método Nakazima modificado.

### 2.2 MARCAÇÕES DOS CORPOS DE PROVA

Para realizar a marcação dos corpos de prova foi utilizado o processo eletroquímico cujo procedimento consiste em:

- Realizar a limpeza total do corpo de prova para que o mesmo esteja livre de impurezas como sujeira e gordura, evitando com que a malha impressa se desprenda da peça durante o ensaio.;



- Colocar a peça a ser gravada em cima de uma peça metálica ligada ao equipamento de gravação e por cima da peça sobrepor a malha semipermeável de Stencil.
- Regula-se o gerador de tensão e corrente, programando-se o tipo de marcação desejada a qual está pré-programada no equipamento, o equipamento utilizado foi da marca Gravamet modelo Ônix, sendo selecionado marcação de tamanho grande e intensidade escura no equipamento;
- Passa-se o bastão de aço em cima da tela, que deve ser encharcada com solução com eletrólito, fazendo circular uma corrente elétrica entre o bastão e a chapa o que provocou ataque químico nos corpos de prova, foi realizado apenas 1 passe unidirecional. A Fig. 3 mostra o corpo de prova após a marcação eletroquímica.



**Figura 3** – *Corpo de prova após a marcação eletroquímica.*  
Fonte: do autor

### 2.3 PUNÇÕES

Utilizou-se neste trabalho um punção hemisférico, conforme Fig. 4, com diâmetro de 50mm, o punção foi fabricado em aço carbono.



**Figura 4** – *Punção hemisférico utilizado nos ensaios.*  
Fonte: do autor

### 2.4 LUBRIFICANTE

Como lubrificante foi utilizado o óleo lubrificante AW68. O óleo foi aplicado com auxílio de um pincel entre o punção e o corpo de prova a ser ensaiado para minimizar o atrito entre ambos e evitar danos mecânicos à superfície do punção. Este procedimento foi realizado em todos os corpos de prova ensaiados. Com a lubrificação buscou-se a redução do atrito por ser este um dos fatores que influenciam da curva CLC.

### 2.5 QUEBRA RUGAS

Afim de garantir que o durante o ensaio o material deformado seja apenas o material em contato com o punção foi utilizado um quebra rugas. Este foi acoplado ao cilindro superior da prensa, de modo que ao fixar a chapa antes do ensaio crie rugas na mesma, evitando que o material flua para dentro da matriz. Assim pretende-se que ao longo do ensaio, para que ocorram as deformações esperadas, seja comprometida apenas as dimensões em contato com o punção. A Fig. 5 apresenta o quebra rugas utilizado nos ensaios.



**Figura 5** – Quebra rugas utilizado nos ensaios.

Fonte: do autor

## 2.6 EQUIPAMENTO

Para a determinação da CLC utilizou-se uma prensa hidráulica de duplo efeito construída para execução desde ensaio, ver figura 6.8b, com capacidade de força de até 30 toneladas no cilindro superior ao qual está acoplado o prensa chapas e 25 toneladas no cilindro inferior ao qual está acoplado o punção. A prensa conta com dois manômetros para controlar a força dos dois cilindros individualmente.

As deformações foram medidas com um microscópio digital modelo microscope RoHS utilizando aumento de 40x e com auxílio do software do próprio equipamento o qual disponibiliza as funções de medição, sendo necessária a aferição antes do início de cada medição.

## 3 RESULTADOS

### 3.1 PROPRIEDADES QUÍMICAS

Foi realizado análise por espectrometria de massa para verificar as propriedades químicas do material ensaiado. A análise foi realizada em um equipamento espectrômetro de emissão ótica marca GNR modelo Metallab 75-80J, a análise foi realizada de acordo com o procedimento de análise espectrométrica ITF-013 com espectro devidamente calibrado. Com a análise foi possível comprovar que o material ensaiado se enquadra na norma AISI 304 conforme mostra a Tab. 2.

**Tabela 2** – Propriedades químicas do material ensaiado.

C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Mo%	Ni%	Al%	Cu%
<b>0.076</b>	<b>0.667</b>	<b>1.390</b>	<b>0.044</b>	<b>0.011</b>	<b>19.175</b>	<b>0.147</b>	<b>7.613</b>	<b>0.008</b>	<b>0.078</b>
-----	-----	-----	-----	-----	18.000	-----	8.000	-----	-----
0.080	1.000	2.000	-----	-----	20.000	-----	11.000	-----	-----
Ti%	V%	Nb%	B%	Co%	N%	Sn%	W%	Fe%	
<b>0.006</b>	<b>0.096</b>	<b>0.054</b>	<b>0.003</b>	<b>0.192</b>	<b>0.221</b>	<b>0.012</b>	<b>0.313</b>	<b>69.894</b>	
-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	
-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	

Atende a norma AISI 304

Fonte: do autor

### 3.2 CORPOS DE PROVA

A Fig. 6 mostra duas famílias completas de corpos de prova ensaiados, onde se pode notar que todos os corpos de prova foram levados até o rompimento, sendo considerado para medição das deformações as células mais próximas do rompimento desde que não tenham sido rompidas.





**Figura 6** – Corpos de prova após o ensaio.  
Fonte: do autor

### 3.3 CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO

Com os corpos de prova ensaiados fez-se a medição das deformações  $\phi_1$  e  $\phi_2$  em células que foram até a estricção, sendo consideradas as células mais próximas da ruptura. Foram realizadas 14 medições de células próximas ao ponto de ruptura para cada corpo de prova conforme a Tab. 3, feita então a média entre as medições para utilização deste valor como referência para a CLC.

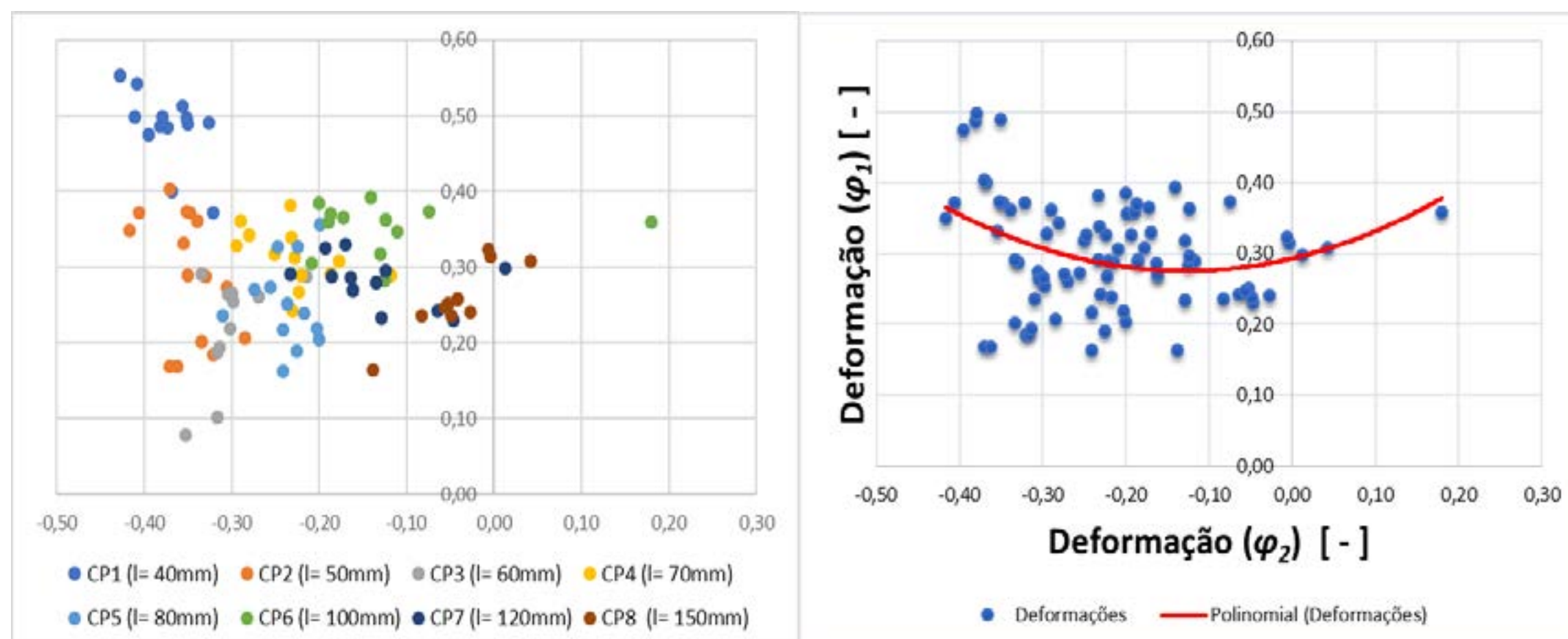
**Tabela 3** – Valores das medições realizadas no corpo de prova 02.

		El. 1	El. 2	El. 3	El. 4	El. 5	El. 6	El. 7
CP2 (l= 20mm)	Ø Original	2,50	2,50	2,50	2,50	2,50	2,50	2,50
	Ø Maior	2,961	2,959	3,058	3,009	3,484	3,589	3,076
	Ø Menor	1,725	1,740	1,790	1,814	1,753	1,781	1,881
	$e_1$ Convencional	0,18	0,18	0,22	0,20	0,39	0,44	0,23
	$e_2$ Convencional	-0,31	-0,30	-0,28	-0,27	-0,30	-0,29	-0,25
	$\phi_1$ Verdadeira	0,17	0,17	0,20	0,19	0,33	0,36	0,21
	$\phi_2$ Verdadeira	-0,37	-0,36	-0,33	-0,32	-0,35	-0,34	-0,28

		El. 8	El. 9	El. 10	El. 11	El. 12	El. 13	El. 14	MÉDIA
CP2 (l= 20mm)	Ø Original	2,50	2,50	2,50	2,50	2,50	2,50	2,50	2,50
	Ø Maior	3,627	3,627	3,545	3,633	3,741	3,331	3,288	3,16
	Ø Menor	1,665	1,766	1,648	1,758	1,725	1,797	1,841	1,78
	$e_1$ Convencional	0,45	0,45	0,42	0,45	0,50	0,33	0,32	0,26
	$e_2$ Convencional	-0,33	-0,29	-0,34	-0,30	-0,31	-0,28	-0,26	-0,29
	$\phi_1$ Verdadeira	0,37	0,37	0,35	0,37	0,40	0,29	0,27	0,23
	$\phi_2$ Verdadeira	-0,41	-0,35	-0,42	-0,35	-0,37	-0,33	-0,31	-0,34

Fonte: do autor

Após a medição de todos os corpos de prova todos os pontos foram colocados em um gráfico para melhor visualização do tipo de deformação sofrida por cada corpo de prova como mostra a Fig.7a. Utilizando a média dos valores das deformações de cada corpo de prova fez-se, então, uma aproximação da CLC por um polinômio de terceiro grau conforme Fig. 7b.



**Figura 7 – a)** Deformações  $\phi_1$  e  $\phi_2$  dos corpos de prova **b)** Curva CLC para o aço AISI 304, espessura 0,50mm  
Fonte: do autor

#### 4 CONCLUSÃO

Com os resultados obtidos no desenvolvimento dos testes experimentais dos ensaios Nakazima modificado para o aço AISI 304 com espessura de 0,50mm, é possível afirmar que as duas famílias de corpos de prova se comportaram semelhantemente. Os corpos de prova 1, 2 e 3 que tem largura menor apresentaram as deformações em condições que proporcionam o embutimento profundo, os corpos de prova 4, 5 e 6 apresentaram deformações uniaxiais características de deformação por tração, e os corpos de prova 8 apresentaram características de deformação plana.

A fabricação dos corpos de prova através de corte à laser foi de grande valia para os resultados visto que este processo garante um excelente acabamento das peças sem necessitar de processos de acabamento manuais e que não haja discrepância geométrica entre o projeto e a peça fabricada, assim elimina fatores de geometria influenciando no resultado das análises bem como marcas de ferramentas de corte.

#### Referências

- [1] L. Schaeffer, *Conformação de Chapas Metálicas*. Porto Alegre, 2004.
- [2] L. C. de C. Cavaler, “Parâmetros de conformação para a estampagem incremental de chapas de aço inoxidável AISI 304L,” Tese de doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2010.
- [3] S. E. S. Netto, “Desenvolvimento do processo de construção de curvas limite de conformação,” Universidade Federal do Rio Grande de Sul, 2004.
- [4] L. N. T. Klein and F. Cervelin, “Conformação de chapas finas,” *Congr. Anu. da ABM, Rio Janeiro, RJ. An.*, 1982.
- [5] P. J. DA SILVA, “estampagem incremental utilizada para prototipagem de peças de aço ANBT 1008 e ABNT 304,” 2011.
- [6] H. L. Altan T., OH S., Gegel, *Conformação de metais: fundamentos e aplicações*, EESC-USP. São Carlos: EESC-USP, 1999.
- [7] T. Z. Blazynski, *Plasticity and modern metal-forming technology*. Elsevier Applied Science, 1989.
- [8] K. Kikuma and K. Nakajima, “Effect of deformation and mechanical properties on stretch forming limits of steel sheets,” *ICSTIS*, pp. 827–831, 1968.
- [9] “Aço Inox 304 - Família dos Austeníticos - Arinox,” 2014. .
- [10] B. J. Oliveira, “Fabricação De Peças Complexas Em Chapas De Aço Inoxidável Austenítico Aisi 304 Utilizando O Método De Estampagem Incremental,” Monografia. Universidade Federal De Uberlândia Faculdade De Engenharia Mecânica, 2018.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Influência do processo de estampagem a quente em chapas soldadas a ponto por resistência

Larissa Abbade Marcelo <sup>(1)\*</sup>,

Jose A. Castillo <sup>(2)</sup>,

Jesualdo Luiz Rossi <sup>(3)</sup>,

Cristiano Stefano Mucsi <sup>(3)</sup>.

### RESUMO

Com o intenso avanço da tecnologia na área automobilística, aumentou a busca por novos materiais e técnicas para melhorar a segurança veicular e diminuir o peso das carrocerias. Na indústria automotiva a solda a ponto por resistência (RSW) é um dos processos mais utilizados para unir chapas de aço, principalmente na região da coluna B. O presente artigo tem como objetivo estudar a resistência mecânica da união de chapas de aço antes e depois do processo de estampagem a quente, pela técnica de soldagem a ponto por resistência. As amostras foram denominadas de P1 e P2, onde P1 são chapas de aço antes do processo de conformação, e P2, são amostras de aço de alta resistência estampadas a quente (PHS). Ambos os corpos de prova possuem composição química 22MnB5 e foram revestidas por AlSi, similar as usadas pela indústria automotiva. Para avaliar a influência da estampagem na resistência da junta soldada, foram realizados os testes de ultrassom, microdureza Vickers e macrografia. De acordo com os resultados, é possível verificar que na amostra P1 ocorreu um aumento crescente de resistência do metal de base (MB) até a zona de fusão (ZF) do material, porém, na amostra P2, ocorreu uma queda de resistência na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) e um aumento da dureza até o ponto de fusão. Desta forma, é presumível que houve interferência do acúmulo de tensões residuais provocadas pelo processo de estampagem a quente.

**Palavras-chave** — Solda a ponto; PHS (Press Hardened Steel); aço 22MnB5; AHSS.

### ABSTRACT

The intense advancement of technology in the automotive area, the search for new materials and techniques to improve vehicle safety and reduce body weight has increased. In the automotive industry resistance spot welding (RSW) is one of the most commonly used processes for joining the steel sheets, mainly in the column B region. This paper aims to study the mechanical strength of steel sheet joining before and after of the hot stamping process by the resistance spot welding technique. The samples were named P1 and P2, where P1 are

<sup>(1)\*</sup> Autora, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, larissa-abbade@hotmail.com.

<sup>(2)</sup> Prof. Ms.; Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares.

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares.

sheet steel prior to the hot stamped process, and P2 are hot stamped high strength steel samples. Both specimens have 22MnB5 chemical composition and were coated with AlSi, similar to those used by the automotive industry. To evaluate the influence of stamping on welded joint strength, ultrasonic, Vickers microhardness and macrography tests were performed. According to the results, it is possible to verify that in the sample P1 there was an increasing increase of resistance of the base metal (MB) until the melting zone (ZF) of the material, but in the sample P2, there was a decrease in the resistance in heat affected zone. The heat affected zone (HAZ) and an increase in hardness to the melting point. Thus, it is assumed that there was interference from the accumulation of residual stresses caused by the hot stamping process.

**Key words — Spot welding; PHS (Press Hardened Steel); 22MnB5 steel; AHSS.**

## 1. INTRODUÇÃO

O uso de automóveis pela população mundial exigiu aperfeiçoamentos ao longo das décadas. Quando os veículos surgiram, eles não tinham portas, capotas, faróis, freios ABS e airbags, as mudanças começaram quando foi preciso proteger os ocupantes da chuva, do sol, do vento e finalmente de outros carros. Outra grande preocupação que surgiu, foi fabricar carros mais econômicos e sustentáveis, por conta da crise do petróleo e dos recursos naturais. Uma das formas de unir a segurança e a economia é utilizar materiais mais leves com maior resistência mecânica, que diminuam o peso dos veículos sem perder eficiência nos testes de impacto [1].

Uma das opções usadas pelas montadoras para diminuir o peso dos veículos é a redução dos pontos de solda na carroceria. A técnica de soldagem a ponto por resistência é utilizada em grande escala nas indústrias em geral e tem elevada importância na composição final do custo de fabricação de um produto, pois cada automóvel leva em média 3.000 pontos de solda, sendo de fundamental importância a garantia da qualidade deste processo [2].

A soldagem a ponto por resistência é uma técnica em que as superfícies das chapas são unidas por meio de um ou mais pontos sobre os quais são aplicados os esforços de calor e pressão [3]. O processo de solda a ponto, apesar de relativamente antigo e bem estudado para os equipamentos de corrente alternada, nos últimos tempos garantiu uma nova linha de pesquisas pelo uso de aços estampados a quente. As maiores vantagens até então encontradas no uso do processo de soldagem RSW são: a velocidade do processo, facilidade de automação, alta taxa de produção, economia e descarta adição de reforços [4].

O processo de conformação a quente, também conhecido por estampagem a quente, tem alcançado sucesso na fabricação de peças com formatos complexos, maior resistência mecânica e menor peso. O processo de estampagem tira proveito tanto da boa conformabilidade decorrente das maiores temperaturas de deformação atingidas como das transformações que a austenita sofre durante o resfriamento da peça, porém é um material complexo para ser soldado [5].

O aço 22MnB5 é o mais utilizado em peças estampadas a quente (PHS). Sua utilidade principal é ser incorporado na parte estrutural e nos componentes de segurança dos automóveis, por apresentar elevada resistência mecânica e baixo peso. A principal vantagem deste aço é a sua habilidade em se conformar em complexas geometrias, eliminar a necessidade de incluir reforços, resistir ao impacto e reduzir peso [6].

Por essas características especiais é importante estabelecer uma linha de estudo para esse material em relação ao processo de união, já que ele apresenta inúmeras chances de melhorar a qualidade da segurança veicular, bem como diminuir o consumo de combustível. Portanto, o objetivo deste estudo é avaliar a influência do processo de estampagem a quente em chapas soldadas a ponto por resistência.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS



O material utilizado para a confecção dos corpos de prova deste experimento são amostras de aço de composição química 22MnB5. Foram utilizadas 40 amostras, sendo 20 chapas antes da etapa de conformação a quente e 20 após o processo de estampagem. As dimensões das chapas utilizadas nos ensaios foram de 123 x 29mm e espessura de 1,30mm.

Com a união das chapas, obteve-se 20 corpos de prova, unidos por somente um botão de solda. As amostras foram denominadas de P1 e P2, onde P1 são chapas de aço antes do processo de conformação, e P2, são amostras de aço estampadas a quente. Para avaliar a influência do processo de estampagem a quente em chapas soldadas a ponto por resistência, foram realizados os ensaios de ultrassom, microdureza e macrografia.

Para ambos os programas, P1 e P2, foram utilizados os seguintes parâmetros: 1° tempo de espera prolongado (340 ms); Tempo de espera (1000 ms); Tempo de pré-aquecimento (60 ms); Tempo de compensação térmica (20 ms); Tempo de aumento de corrente (50 ms); Corrente principal (9 kA); Tempo de corrente (200 ms); Tempo de pausa (25 ms); Número de impulso (2); Tempo de redução de corrente (0 ms); Tempo de nova refrigeração (20 ms); Corrente de pós aquecimento (6 kA); Tempo de pós aquecimento (80 ms); Tempo de reset (200 ms) e Tempo de abertura (100 ms).

Também durante o processo de união das amostras, foi realizado um tratamento térmico no botão de solda, denominado de revenimento. O revenimento é uma técnica de tratamento térmico utilizado para alívio de tensões. Na tabela 1 são descritos os parâmetros de solda onde há uma diferença entre P1 e P2.

Tabela 1: Parâmetros de solda a ponto por resistência.

Parâmetros de Soldagem	Unidade	P1	P2
Corrente principal média	kA	4,61	7,19
Corrente de pré-aquecimento	ms	4	5
Tempo de corrente	ms	190	200

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 3.1 Determinação dos diâmetros e das indentações (Ensaio de Ultrassom).

A partir da análise da tabela 2, é possível observar os diâmetros obtidos por meio do ensaio de ultrassom e identificar os valores mínimos e máximos encontrados para cada grupo de corpos de prova, notando que, os menores diâmetros foram obtidos no parâmetro de solda P1, diâmetro médio de 6,95 mm, já para o parâmetro P2, a média foi de 7,45 mm.

Tabela 2: Diâmetros obtidos através do ensaio de ultrassom.

Corpo de Prova	P1 (mm)	P2 (mm)
PX.1	4,20	7,30
PX.2	7,70	6,70
PX.3	7,80	7,00
PX.4	7,80	7,10
PX.5	7,20	5,80
PX.6	6,50	6,60

PX.7	7,50	7,20
PX. 8	7,00	7,70
PX.9	6,90	6,00
PX.10	6,90	7,40

Para o valor da espessura de chapa utilizada de 1,3 mm todos os diâmetros obtidos e medidos por ultrassom estão de acordo com as recomendações da norma AWS D8.9 [7]. De acordo com a norma, o tamanho do botão de solda é diretamente proporcional a resistência mecânica da junta soldada. As amostras que obtiveram os menores diâmetros, sendo eles P1.1 e P2.5, foram encaminhadas para os ensaios de dureza e macrografia.

De acordo com a norma AWS D8.9 uma indentação aceitável é de até 30% da espessura da chapa, pois a indentação excessiva implica no acabamento superficial do botão de solda da estrutura e na capacidade de absorção de carga da solda [7]. Conforme a tabela 3 que apresenta os valores de indentação obtidos no ensaio de ultrassom, as amostras do programa P1 se enquadram na norma, porém, os resultados do programa P2, ficaram acima da especificação, isso pode ter ocorrido devido ao uso de uma maior corrente de soldagem para as amostras estampadas a quente, pois para essas amostras com estrutura martensítica, é necessário uma corrente eficiente para que ocorra a união total entre as chapas.

Tabela 3: Indentação obtida através do ensaio de ultrassom.

Corpo de Prova	P1 (mm)	P2 (mm)
PX.1	0,30	0,32
PX.2	0,21	0,35
PX.3	0,20	0,33
PX.4	0,21	0,39
PX.5	0,24	0,36
PX.6	0,24	0,40
PX.7	0,23	0,35
PX. 8	0,13	0,40
PX.9	0,25	0,44
PX.10	0,25	0,46

### 3.2 Determinação dos diâmetros e das indentações (Macrografia).

Como citado anteriormente as amostras com menor diâmetro, determinadas por meio da análise de ultrassom, foram cortadas exatamente no centro do ponto de solda e submetidas ao ensaio macrográfico. O principal objetivo da análise macrográfica é analisar superficialmente as características da solda, homogeneidade da zona termicamente afetada pelo calor (ZTA), valores de indentação e diâmetro, espessura do ponto de solda e penetração do ponto. As figuras 1 e 2 apresentam o aspecto macrográfico das amostras P1.1 e P2.5, respectivamente, obtidas através de um microscópio estéreo.



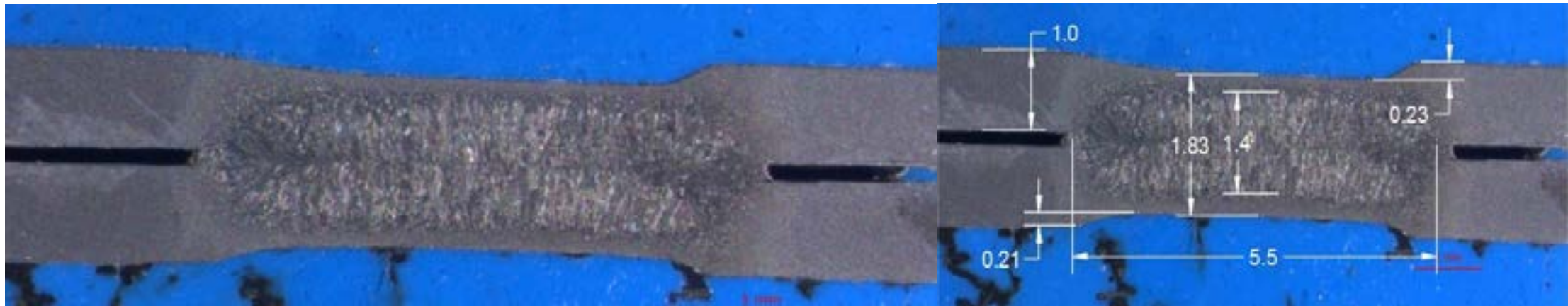


Figura 1: Macrografia amostra P1.1.

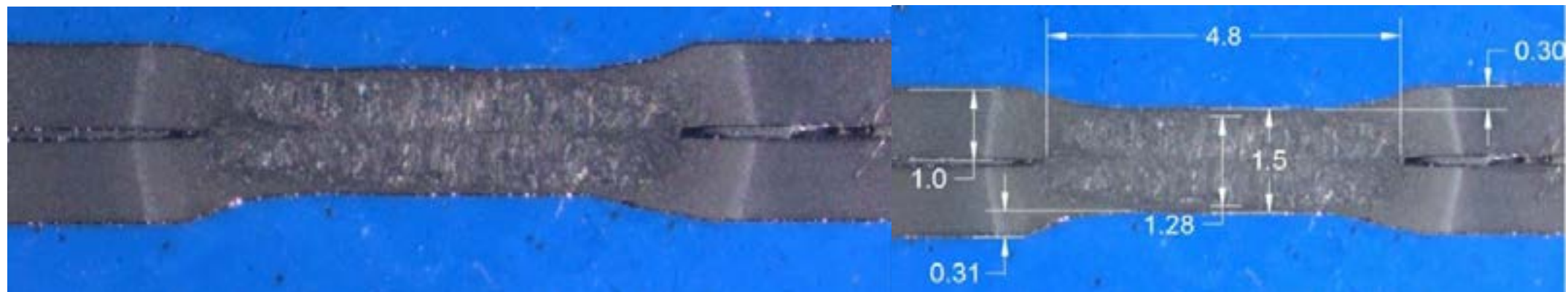


Figura 2: Macrografia amostra P2.5.

A tabela 4 relaciona os diâmetros obtidos para as amostras através da análise de ultrassom e por meio do ensaio macrográfico. O parâmetro P1.1 apresentou uma maior variação entre os diâmetros medidos, já P2.5 apresentou uma variação de 1 mm. Sabe-se que a análise por meio do ensaio macrográfico é mais preciso, pois, o ultrassom pode obter a medida do diâmetro com base em uma discordância e não necessariamente pelo início da zona de fusão (ZF).

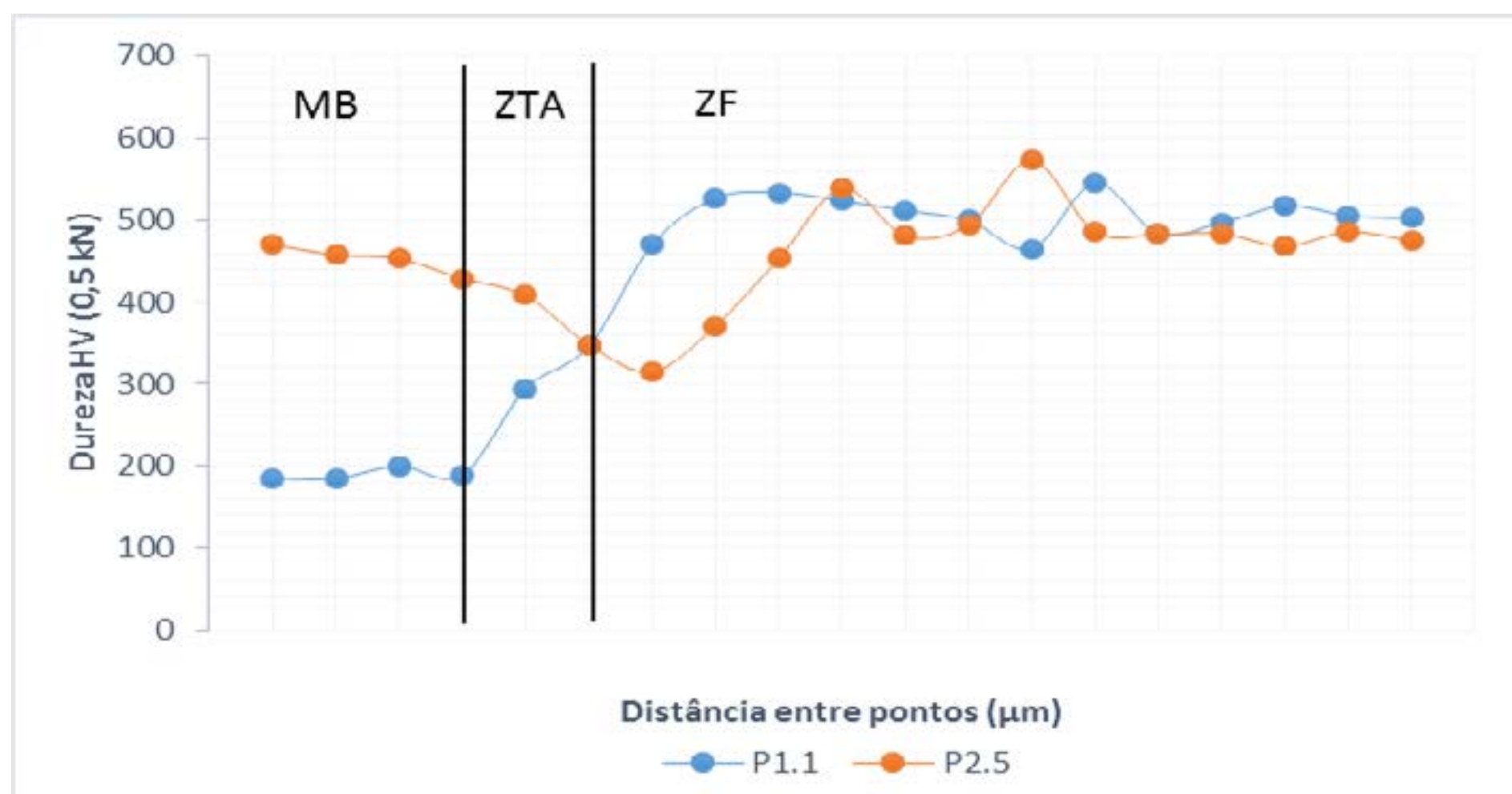
Tabela 4: Relação de valores obtidos para o diâmetro de amostras através de análise por ultrassom e macrografia.

Corpo de prova	Diâmetro US (mm)	Diâmetro MG (mm)
P1.1	4,20	5,5
P2.5	5,80	4,8

### 3.3 Análises dos ensaios de dureza.

Os ensaios de dureza foram realizados conforme especifica a norma AWS, com carga de 0,5 kN, tempo de penetração de 15 segundos e distância entre pontos de 0,25  $\mu$ m. A microdureza foi realizada de maneira horizontal, partindo do metal de base, passando pela ZTA e chegando até o centro da zona de fusão (ZF). Foram realizados 19 pontos de microdureza em cada amostra. No gráfico 1, é possível observar os valores obtidos para P1.1 e P2.5.

Gráfico 1: Dispersão gráfica dos resultados obtidos através dos ensaios de microdureza.



De acordo com os dados obtidos no ensaio de dureza, é possível identificar que a amostra do parâmetro P1.1 obteve resultados satisfatórios por ter um aumento crescente de dureza na zona de transição entre o metal de base e a zona de fusão. Esses resultados demonstram que o corpo de prova P1.1 possui uma área soldada com grande resistência mecânica.

Analisando os resultados da amostra P2.5 é claro que ocorreu uma diminuição na resistência mecânica na região da zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) em relação ao metal de base (MB). Isso pode ter ocorrido devido as tensões residuais proveniente do processo de estampagem a quente somando a técnica de soldagem a ponto.

#### 4. CONCLUSÃO

De acordo com os ensaios realizados é possível concluir que a junção dos resultados do ultrassom, dureza e macrografia, permitem confirmar a diferença na resistência na ZTA das amostras P1 e P2. As amostras não conformadas a quente (P1), obtiveram um aumento na resistência mecânica na região do metal de base até a zona de fusão. Já os corpos de prova estampados a quente (P2), obtiveram uma queda na resistência mecânica do metal de base até a ZTA. Contudo, mesmo que ambos os parâmetros continham revenimento no ponto de solda (tratamento térmico para alívio de tensões), em relação as amostras P2 ainda apresentaram um comportamento de acúmulo de tensões residuais por meio da somatória dos processos de estampagem e solda.

#### 5. REFERÊNCIAS

- [1] BATISTA, M. Estudo comparativo da soldabilidade de chapas para indústria automotiva utilizando dois equipamentos de soldagem por resistência. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.
- [2] MIRANDA, G. P. Estudo da soldabilidade a ponto por resistência entre os aços 22MnB5 e DP800. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas - UFMG, Minas Gerais, 2015.
- [3] WOLFF, M. A. Soldabilidade dos aços dual-phase 600 e 800 via processo de soldagem a pontos média frequência corrente contínua (mfdc) e corrente alternada (ac). Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, Minas Gerais, 2008.
- [4] CHOI, H. S. et al. Evaluation of weldability for resistance spot welded singlelap joint between GA780DP and hot-stamped 22MnB5 steel sheets. Journal of Mechanical Science and Technology, 2011.



- [5] GORNI, A. A. Novas tendências para o processo de estampagem a quente. Editora: Corte & Conformação de Metais, 2010.
- [6] HEIN, P. Numerical Simulation of the Hot Stamping of Automotive Components with Usibor1500. EuroPAM 2005. Proceedings. Potsdam, 2005, p.17.
- [7] AWS/SAE D8.9. Recommended Practices for Test Methods for Evaluating the Resistance Spot Welding Behavior of Automotive Sheet Steel Materials. American Welding Society, Miami, USA, 1997.

# CARACTERIZAÇÃO DA SOLDA E ANÁLISE DA CORROSÃO NA SOLDAGEM POR FRICÇÃO FSW (FRICTION STIR WELDING) DA LIGA DE ALUMÍNIO AA5052

Carlos André Silva da Silva <sup>(1)</sup>  
Cláudia TrindadeOliveira <sup>(2)</sup>  
Sandra Raquel Kunst <sup>(3)</sup>  
Pablo de Souza Mello <sup>(4)</sup>  
Carolina Dias da Costa <sup>(5)</sup>  
Guilherme José Schneider <sup>(6)</sup>  
Jane Zoppas Ferreira <sup>(7)</sup>  
Pedro Carlos Hernandez Jr <sup>(8)</sup>

## RESUMO

A indústria aeronáutica nacional tem feito pesquisas para o uso da tecnologia de soldagem FSW (Friction Stir Welding) para a construção de aeronaves. O estudo da corrosão em componentes que passaram por esse processo é fundamental para que seja conferida confiabilidade ao processo FSW para que a indústria aeronáutica nacional o considere seguro para a aplicabilidade na estrutura e fuselagem de aeronaves. Com a substituição do processo de rebiteamento pelo método FSW diminuiu-se o peso das aeronaves proporcionando às mesmas uma maior autonomia de voo e capacidade de carga. Somente através de estudos do novo método de solda poderemos aperfeiçoá-lo para que o mesmo possa manter e melhorar as características do material de base na junta soldada. Neste sentido este trabalho tem como objetivo servir de base para o aprendizado do mesmo e em futuros trabalhos aplicá-los com elevado domínio da técnica para analisar a fundo suas características, a fim de transmitir confiabilidade ao processo para sua utilização na indústria nacional, principalmente a indústria aeronáutica que é uma das que mais utiliza ligas de alumínio especiais e necessita manter as características originais da liga após sua união com outras do mesmo gênero. Após estudos do processo FSW foi possível aplicação do mesmo de modo satisfatório em ligas comerciais AA5052 que servirão de norteadores para obtenção de uma

(1) Engenheiro Mecânico, IF-SUL - campus Sapucaia do Sul.

(2) Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Mestrado em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais.

(3) Pós Doutoranda em Engenharia, LACOR UFRGS.

(4) Graduando em Engenharia Mecânica, Universidade Feevale.

(5) Graduanda em Engenharia Química, Universidade Feevale.

(6) Graduando em Engenharia Mecânica, Universidade Feevale.

(7) Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. PPGE3M, LACOR UFRGS.

(8) Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Mestrado em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais.

(9) Prof. Dr., IF-SUL - campus Sapucaia do Sul.



**soldagem confiável em ligas desta mesma série e nas séries 2XXX e 7XXX que são amplamente utilizadas no setor aeronáutico. Os resultados preliminares apresentados aqui nos revelam nas análises macrográficas que houve uma boa união entre as ligas e na voltametria que a região de soldagem manteve boa parte de sua característica de resistência à corrosão.**

## 1.INTRODUÇÃO

Após a revolução industrial a necessidade de uso dos metais pela indústria cresceu, tanto para fabricação de peças para construção de máquinas quanto para fabricação de produtos. Na metade do século XX, com uma economia consolidada e a constatação de defasagem dos recursos naturais, tornou-se relevante a análise dos custos da corrosão na economia. Estudos realizados no EUA no período de 1999 a 2001 identificaram o custo total em US\$ 276 bilhões ou 3,1 % do PIB dos EUA daquele período. Segundo a ABRACO (Associação Brasileira de Corrosão), tomando por base o PIB brasileiro de R\$ 500 bilhões pode-se estimar com base nesse estudo, um custo aproximado de R\$ 15 bilhões e conforme o mesmo estudo, adotando-se práticas já conhecidas e adequadas ao controle e combate à corrosão poderia se economizar 1 % do PIB, o que geraria uma economia de R\$ 5 bilhões [1,2].

Como visto, a corrosão tem grande impacto na economia seja de forma direta ou indireta. Portanto, devem-se aliar estudos de prevenção e combate a mesma desde o início de novos processos que estejam suscetíveis à ação da mesma, como no caso do processo *FSW* (Friction Stir Welding) que vem sendo aplicado na indústria aeroespacial e naval [3,4].

A indústria aeronáutica nacional tem feito pesquisas para o uso da tecnologia de soldagem *FSW* para a construção de aeronaves. O estudo da corrosão em componentes que passaram por esse processo é fundamental para que seja conferida confiabilidade ao processo *FSW* para que a indústria aeronáutica nacional o considere seguro para a aplicabilidade na estrutura e fuselagem de aeronaves. Com a substituição do processo de rebitagem pelo método *FSW* diminui-se o peso das aeronaves proporcionando às mesmas uma maior autonomia de voo e capacidade de carga. Somente através de estudos do novo método de solda poderemos aperfeiçoá-lo para que o mesmo possa manter e melhorar as características do material de base na junta soldada [5,6].

## 2.METODOLOGIA

### 2.1 SUPORTE *BACKING*

Conforme verificado em diversos trabalhos acadêmicos constatou-se o uso de um suporte, chamado de *backing*, para as chapas (corpos de prova) a serem soldadas. No presente trabalho também foi utilizado o referido suporte como auxílio para o processo de soldagem, pois o mesmo garante a fixação das chapas (corpos de prova) na “mesa” da fresadora para impedir movimentações das chapas (corpos de prova) nos eixos X e Y. No eixo Z este suporte *backing* evita que o material escoe para fora do cordão de solda, visto que se encontra em ponto de plastificação, e durante seu resfriamento cumpra sua função de solda unindo as duas chapas. Inspirado no modelo de Gipiela [7] foi confeccionado um modelo de suporte similar ao mesmo. Mas, com modificações descritas a seguir:

[Digite texto]

- Adicionado mais um apoio com flange na parte final das chapas a fim de impedir seu deslocamento no sentido da solda.
- Eliminados os parafusos de ajuste e fixação vertical e os parafusos de ajuste e fixação horizontal lateral.
- Tanto o flange dos apoios laterais como o flange do apoio final tem profundidades menores que as das chapas a serem soldadas e que unidos por parafusos na placa garantem a fixação das placas.

## 2.1. FERRAMENTA

### 2.1.1. PROJETO DE FERRAMENTA

Conforme relataram diferentes autores Thomas et al. [8]; Guerra et,al. [9], Zhao et. al. [10], as medidas básicas para a ferramenta FSW deve respeitar um diâmetro de pino similar a espessura da chapa a ser soldada e um diâmetro de ombro de aproximadamente 3 vezes o diâmetro do pino. O comprimento do pino deve ser um pouco menor que a espessura da chapa a ser soldada. Considerando as orientações de dimensão da ferramenta FSW e aplicando essas restrições na chapa a ser soldada da liga AA5052 de 6mm de espessura foram definidos os parâmetros da ferramenta a ser confeccionada.

Para a escolha da geometria do pino e do ombro da ferramenta foram analisados as diversas geometrias verificadas na literatura. Considerando a viabilidade de fabricação, optou-se pelo projeto de ferramenta cilíndrica com pino cônico liso e ombro liso, o que se mostrou acertado, pois trata-se de uma das geometrias mais utilizadas neste processo [7].

Considerando que a ferramenta FSW é submetida a diversos esforços optou-se pela construção de 2 ferramentas do mesmo projeto, porém de materiais e fabricação distintas. A ferramenta 1 foi produzida com Aço Rápido M2 pelo processo de usinagem e a ferramenta 2 foi produzida com Metal Duro através do processo de eletroerosão.

#### 2.2.1. FERRAMENTA 1

Utilizando um torno mecânico Timemaster e fazendo uso de uma fresa de Aço M2 que estava descartada no laboratório de Usinagem do IF Sul foi confeccionada a ferramenta 1.

#### 2.2.2. FERRAMENTA 2

A ferramenta 2 foi produzida pelo processo de eletroerosão que é mais complexo que a usinagem. Foi utilizado o projeto da ferramenta 1 como base para um molde projetado em CAD (Solid Works) que serviu de eletrodo. Com o projeto do eletrodo pronto o mesmo foi confeccionado a partir de grafite Ellor em uma CNC Romy Discovery 760 com processador Siemens 810D. Após ter finalizado a produção do eletrodo foi reaproveitado outra fresa em processo de descarte no laboratório de usinagem do IF Sul para produção da ferramenta em Metal Duro na máquina de eletroerosão Engespark 40<sup>a</sup> com parâmetros Ton 075 Toff 15 e 4TS. Durante o processo de produção da ferramenta 2 foi necessário a confecção de um segundo eletrodo, visto o elevado desgaste do primeiro durante o processo que ao todo durou aproximadamente 100 horas de eletroerosão com média de 5 horas/dia.

[Digite texto]



## 2.3. PROCESSO DE SOLDAGEM

Após a confecção da ferramenta de soldagem, dispor-se das chapas de alumínio e ter o suporte *backing* ajustado para o processo, foram definidos os parâmetros de velocidade de rotação da ferramenta (VR) e velocidade de avanço da ferramenta no cordão de solda (VS) que foram aplicados na soldagem FSW.

Souza (2010) [10] realizou soldagem FSW com a liga AA5052 e adotou como referência valores de VR e VS utilizados por Gipiela [7] que também trabalhou com esta liga e utilizou valores os valores descritos na tabela 1.

**Tabela 1:** Parâmetros utilizados por Souza [10].

VR(rpm)	VS(mm/mim)
250	112
1000	

Os parâmetros são classificados como soldagem a quente e intermediária, mas como Souza [10] relatou o parâmetro intermediário mostrou-se muito robusto a ponto de romper a ferramenta utilizada e com base neste relato optou-se somente por um parâmetro à quente para iniciarmos com o processo de soldagem. De acordo com o verificado na literatura, optou-se por parâmetros de VR = 900 RPM e foi mantido o valor de VS = 112 mm/min. As condições de soldagem aplicadas em todo o processo estão descritas na tabela 2.

**Tabela 2:** Condições de soldagem.

CONDIÇÃO DE SOLDAGEM	FERRAMENTA	VELOCIDADE FERRAMENTA VR	VELOCIDADE DE AVANÇO VS
1	M2	900 RPM	112 mm/minuto
2	M2	1100 RPM	112 mm/minuto
3	Metal Duro	1170 RPM	51 mm/minuto
4	Metal Duro	300 RPM	51 mm/minuto
5	M2	1170 RPM	51 mm/minuto

O controle da penetração da ferramenta na peça foi realizado visualmente no anel graduado de movimento vertical da mesa, de forma que após penetração de 5,4 mm do pino e o ombro atingir as chapas, a ferramenta foi mantida nesta posição por 10s e na sequência foi acionado o avanço longitudinal da mesa para efetivação da soldagem. Todas as soldagens foram realizadas em uma fresadora Universal Sunlike 3VM 380V/3Ph/60Hz com adaptação de avanço automático da mesa com motor de 2 HP.

### 2.3.1. ANÁLISE METALOGRÁFICA

#### 2.3.1.1. CORPOS DE PROVA

As amostras foram retiradas transversalmente das soldas com o auxílio de uma serra. Após a retirada todas as amostras tiveram suas seções transversais limadas para facilitar a preparação das superfícies por lixamento. Após o lixamento, todas as amostras foram limpas com álcool etílico e encaminhadas para a realização das macrografias nas seções de topo.

#### 2.3.1.2. METALOGRAFIA

[Digite texto]

A análise metalográfica foi realizada em 2 etapas: Macrografia para identificação das regiões de soldagem nas amostras; Micrografia para verificação da microestrutura da solda nas regiões detectadas previamente: as zonas afetadas termicamente ZAT, as zonas afetadas termomecanicamente ZATM e o centro da solda, a Stir Zone. Com o auxílio de um aparelho estereomicroscópio marca ZEISS modelos Stemi 508 foram realizadas imagens com aumento de 20 vezes.

### 2.3.1.3. MACROGRAFIA

Para realização das macrografias, foram feitas amostras de 55x15 mm por meio de serramento manual e após estas foram lixadas com lixas de SiC com as seguintes granulometrias: #100, #400, #600, #1000 e #2500. Logo após as amostras foram limpas com água corrente, polidas com disco de polimento de 3 µm em solução/pasta de alumina e secas com jato de ar quente. Optou-se pelo reagente Keller visto que se mostrou muito eficaz na liga AA5052 conforme Gipiela 2007 [7]. A tabela 3 apresenta a fórmula do reagente Keller modificado utilizado e a forma de ataque.

**Tabela 3:** Ataque químico [7].

Reagente	Composição química	Modo de ataque
Keller modificado	75 ml de HCl (38%)	➤ Imersão da amostra durante 15 segundos em reagente fresco.
	25 ml de HNO <sub>3</sub> (70%)	➤ Lavagem com água.
	5 ml de HF(40%)	➤ Limpeza com álcool etílico.
	25 ml de H <sub>2</sub> O destilada	➤ Secagem com ar frio

Com as amostras já atacadas quimicamente as mesmas foram analisadas macroscopicamente com o auxílio de um aparelho estereomicroscópio marca Zeiss modelo Stemi 508 foram realizadas imagens aumentadas 20 vezes e uma montagem sequencial quadro a quadro das mesmas a fim de visualizar a extensão do cordão de solda e identificar as zonas de soldagem para análise no microscópio eletrônico de varredura MEV.

### 2.3.1.4 MICROGRAFIA

Utilizando as mesmas amostras já preparadas e atacadas quimicamente submetidas a análise no microscópio eletrônico de varredura MEV marca JEOL modelo JSM 6510 LV com feixe de elétrons de 20KV modo de análise “*backscattering electrons*”-BSE com magnificações de 100 e 1000 vezes.

## 2.4. ANÁLISE DE CORROSÃO

Foram realizados ensaios de polarização em solução 0,1M NaCl naturalmente arejado, a 25°C, para a determinação dos potenciais de pite. O material foi lixado com as granulometrias #100,#400,#600,#1000 e #2500 lavado com água destilada e álcool, seco com ar quente. Com a amostra imersa em eletrólito iniciou-se a varredura de potencial partindo-se do potencial de circuito aberto, no sentido anódico, a uma taxa de varredura de 10 mV/s no intervalo de -200 mV até +1000 mV com relação ao circuito aberto.

Nos ensaios foi utilizada uma célula eletroquímica de 3 eletrodos, com eletrodo de referência Calomelano Saturado (ECS) e Platina como contra-

[Digite texto]



eletrodo. Foi analisada uma amostra da melhor condição de soldagem em 3 zonas da amostra: centro da solda *Stir Zone*, Zona termomecanicamente afetada ZTMA e na liga de alumínio AA5052 pura. Na figura 1 verifica-se a amostra de soldagem para imersão na solução de NaCl 0,1M para o ensaio de polarização.



**Figura 1:** Amostra de soldagem para ensaio de corrosão.

A linha pontilhada circunscreve a região de soldagem que tem contato direto com a ferramenta FSW e delimita a ZTMA, parte interna da linha pontilhada, e a ZTA. A linha vermelha indica o trajeto do pino da ferramenta na soldagem, o pino da ferramenta atua na junta das chapas originando a mistura de material o que gera a *Stir Zone*. Para os ensaios de corrosão foi utilizado um potenciostato marca AUTOLAB modelo PGSAT 302, com auxílio do software NOVA para aquisição de dados e para visualização e tratamento de dados.

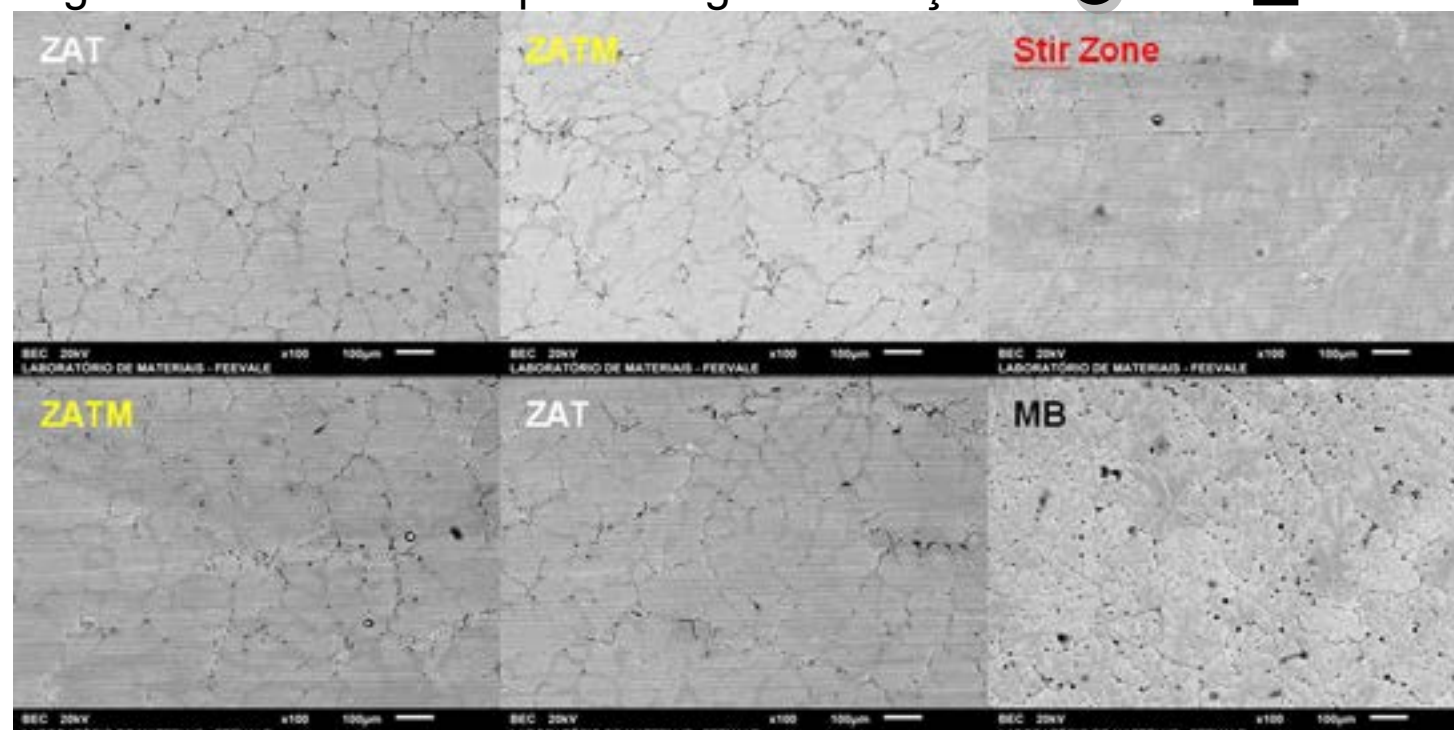
### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 ANÁLISES METALOGRÁFICAS: CONDIÇÃO DE SOLDAGEM 1

Na figura 2 podemos visualizar toda a interface de topo da soldagem e identificar as zonas da solda por cores e símbolos que foram analisadas no microscópio eletrônico de varredura MEV (figura 3). Observa-se na zona de solda (*Stir Zone*) que não há formação de grãos após a soldagem e os grãos nas ZAT, ZATM, bem como no metal base (MB), são grãos equiaxiais. Observa-se que estes grãos tem ligeiro aumento de tamanho nas ZAT e ZATM.



**Figura 2:** Imagem Estereomicroscópio soldagem condição 1. ● ZAT- ◻ ZATM- ▲ Stir Zone.



**Figura 3:** Micrografias obtidas ao MEV das zonas de soldagem, metal base, MB.

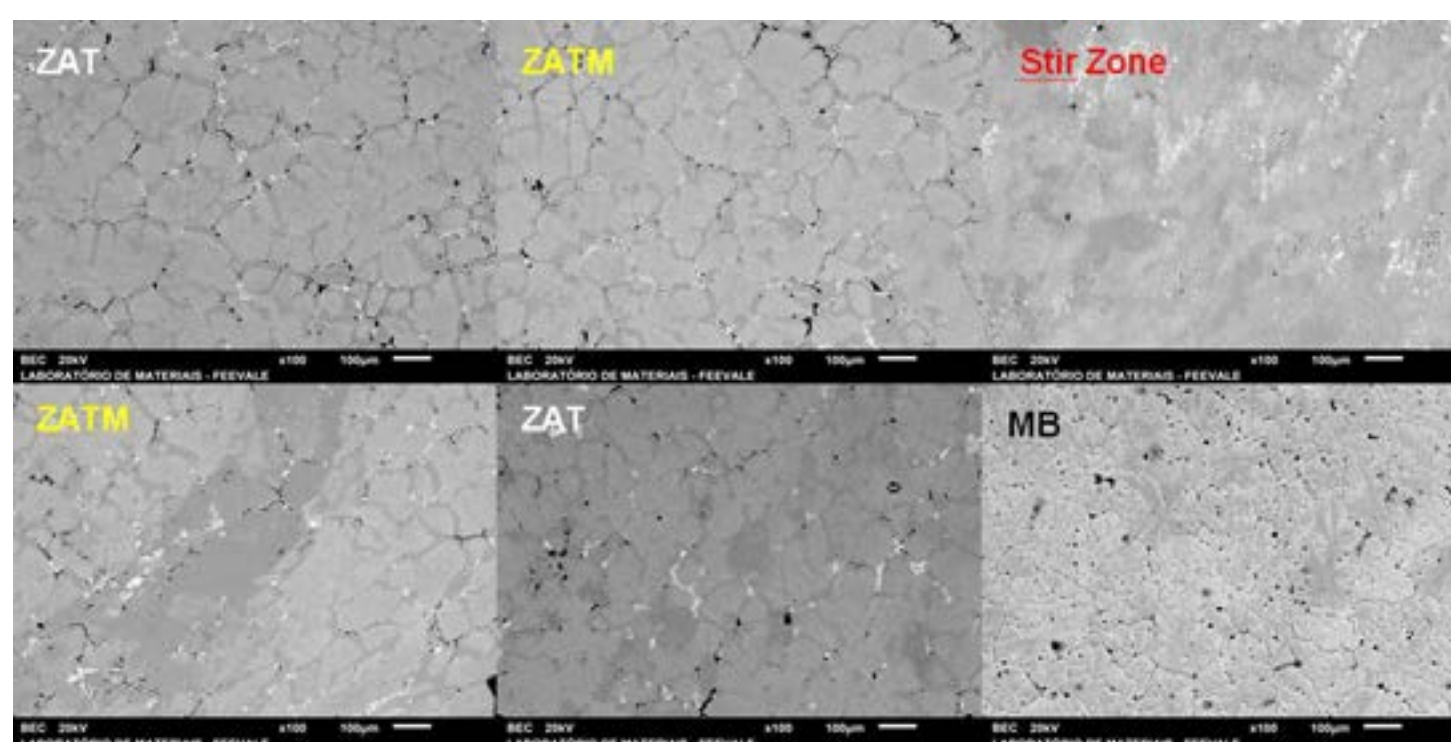
#### 3.2.1. Condição de Soldagem 2

[Digite texto]

Na figura 4 podemos visualizar toda a interface de topo da soldagem e identificar as zonas da solda por cores e símbolos que foram analisadas no microscópio eletrônico de varredura MEV (figura 5) para a condição de soldagem 2. Já a figura 5 exibe os pontos destacados da figura 4 aumentados 100 vezes no MEV e nela observa-se nitidamente o alinhamento da estrutura da solda acompanhando o movimento da ferramenta que a promoveu. Observa-se que nas ZAT e MB os grãos tem estruturas similares. Nas ZATM os grãos são semi-equiaxiais entre si e a estrutura do arranjo aparenta acompanhar o movimento da ferramenta FSW. Já na Stir Zone os grãos diferem bastante de MB, ZAT e ZATM em tamanho de grão devido a ser a região mais turbulenta da solda e a estrutura do arranjo se dá de forma curvilínea acompanhando o movimento do pino da ferramenta que fez a soldagem.



**Figura 4:** Imagem Estereomicroscópio soldagem condição 2. ● ZAT- □ZATM- ▲Stir Zone.



**Figura 5:** Micrografias obtidas ao MEV das zonas de soldagem da liga de alumínio pura AA5052, metal base e MB.

### 3.1.3. Condição de Soldagem 3

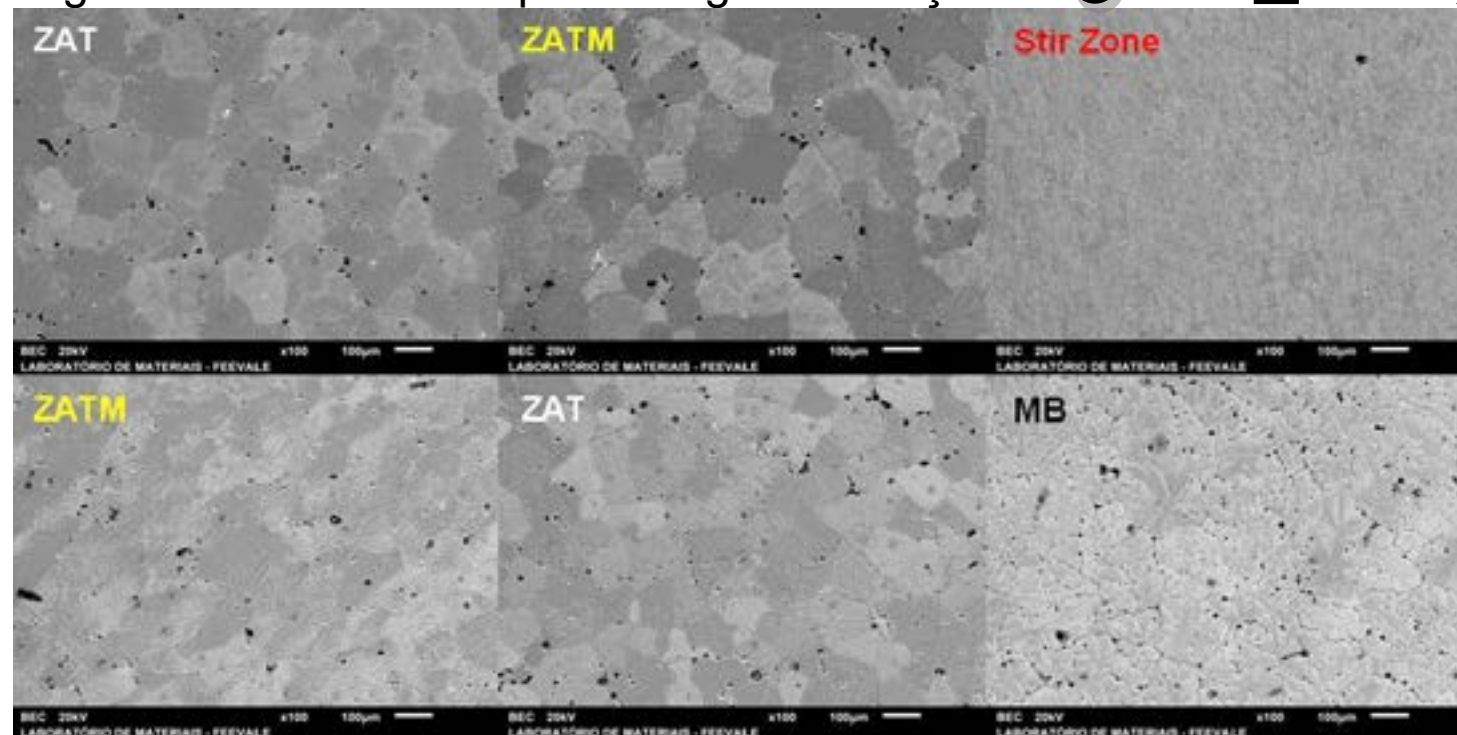
A figura 6 apresenta a montagem das imagens em que se identifica a morfologia das zonas de soldagem obtidas em estereomicroscópio com aumento de 20 vezes. As imagens obtidas na figura 7 deixam mais perceptíveis o comportamento da liga AA5052 em relação à FSW, esta amostra foi retirada da segunda melhor condição de soldagem obtida neste trabalho. Na imagem da figura 7 observa-se que a primeira ZATM da amostra apresenta grãos pouco disformes e mais similares às ZATs. A ZATM seguinte apresenta grãos mais alongados e disformes acompanhando o que seria a trajetória da ferramenta naquele ponto. Enquanto que a Stir Zone nas imagens de MEV apresenta grãos pequenos e menores que os observados nas demais regiões. Diferente do que se observa na imagem (figura 6) do estereomicroscópio, nas quais é perceptível a orientação dos grãos de acordo com a trajetória da ferramenta FSW.

[Digite texto]





**Figura 6:** Imagem Estereomicroscópio soldagem condição 3. ● ZAT- □ZATM- ▲Stir Zone.



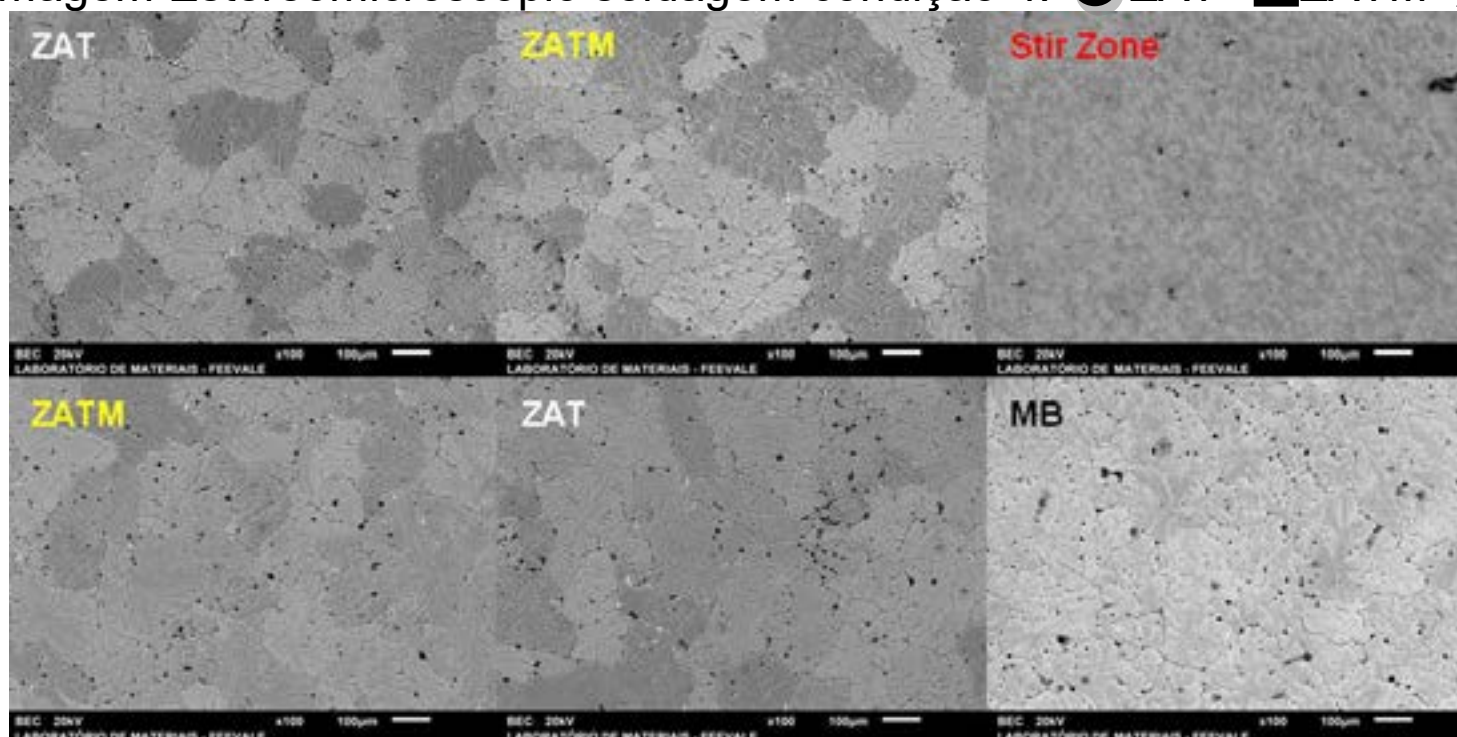
**Figura 7:** Micrografias obtidas ao MEV das zonas de soldagem e metal base, MB.

#### 3.1.4. Condição de Soldagem 4

Esta condição de soldagem foi a que apresentou o melhor aspecto visual de soldagem. E também um bom aspecto visual de ataque químico que se confirma na figura 8. Na figura 8 se constata um contraste das zonas de soldagem bem definidas onde a Stir Zone está bem demarcada pelo caminho do pino da ferramenta FSW. Analisando a Stir Zone na figura 9 nota-se que apresenta grãos equiaxiais bem menores que nas demais regiões, assim como nas outras amostras ratificando o que diz Mishra e Ma 2005 [11]. Na ZATM fica evidente a mistura mecânica promovida pelo ombro da ferramenta FSW e as ZATs não modificaram nada estruturalmente. A figura 8 e mostra que as zonas de solda FSW influenciadas diretamente pela ferramenta de soldagem mudam estrutura e orientação e seguem o movimento de arraste da ferramenta. Mishra e Mah 2005 [11] relataram que o crescimento do grão recristalizado sofre forte influencia do aumento da taxa de rotação da ferramenta, pois é fator dominante no aumento de temperatura do processo.



**Figura 8:** Imagem Estereomicroscópio soldagem condição 4. ● ZAT- □ZATM- ▲Stir Zone.



**Figura 9:** Micrografias obtidas ao MEV das zonas de soldagem, metal base e MB.

[Digite texto]

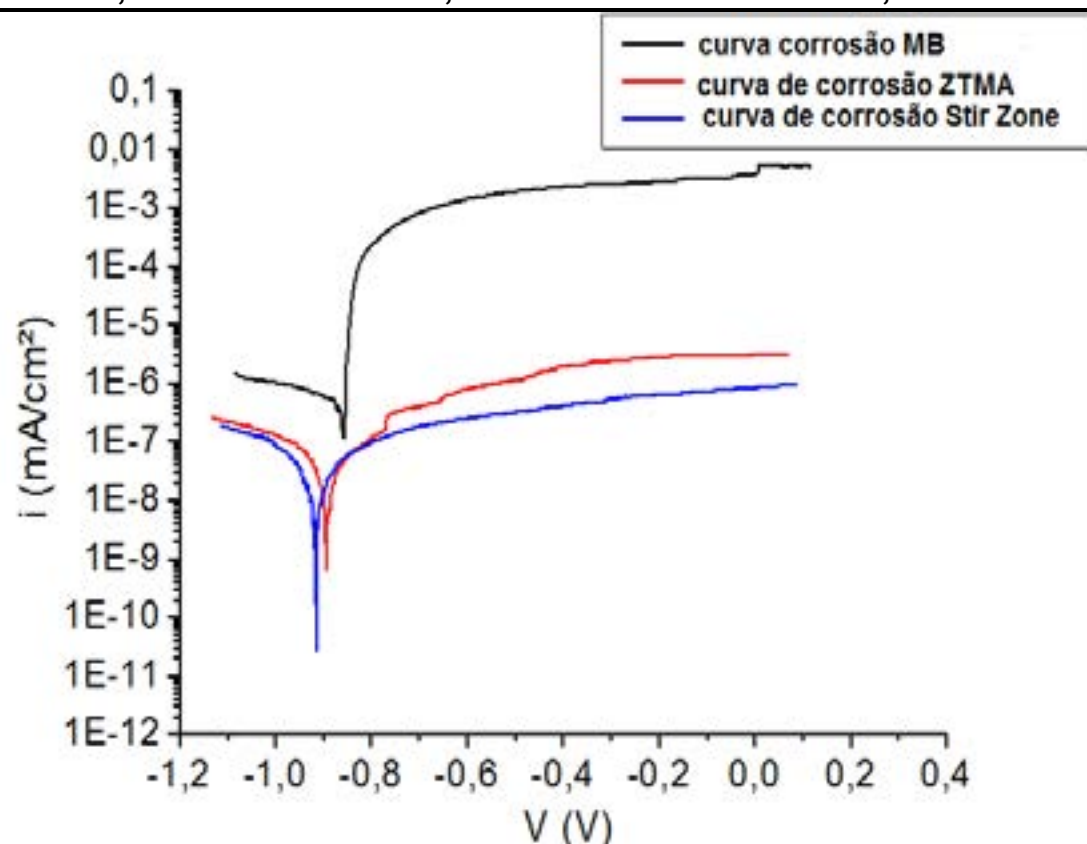


### 3.2 MEDIDAS DE CORROSÃO

Nos parâmetros indicados na metodologia para a polarização em uma amostra que passou pelo processo de soldagem FSW. A figura 10 apresenta os dados obtidos pelas medidas de polarização feitas no metal base (MB), na zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e na Stir Zone, que é a região de solda efetiva. A tabela 4 apresenta o resumo dos dados obtidos com as voltametrias.

**Tabela 4:** Resultados dos ensaios de corrosão.

AMOSTRA	OCP	Resistência à polarização	Corrente de corrosão	Taxa de corrosão
MB	-0,885	8,4953 K $\Omega$	444,340 nA/cm <sup>2</sup>	0,0051632
ZTMA	-0,931	1,03310 M $\Omega$	53,1680 nA/cm <sup>2</sup>	0,00061781
Stir Zone	-0,912	1,36620 M $\Omega$	127,110 nA/cm <sup>2</sup>	0,001477



**Figura 10:** Curvas de polarização do MB, ZTMA e na Stir Zone.

Com a análise dos resultados obtidos na figura 10 e na tabela 4, pode-se concluir que apesar do potencial de corrosão medido na curva Stir Zone ser mais negativo, o que indicaria comportamento mais ativo em relação ao MB, este não apresentou diferença significativa. Desta forma foi utilizado o parâmetro corrente de corrosão para identificação da taxa de corrosão, no qual identificou-se a ZTMA com menor taxa de corrosão medida (53,16 nA/cm<sup>2</sup>). Observando-se que o valor medido para a Stir Zone (127,11 nA/cm<sup>2</sup>) também diminuiu consideravelmente comparando-se com o MB (444,34 nA/cm<sup>2</sup>).

Quanto maior a medida de resistência à polarização maior é dificuldade esperada para o início do processo de corrosão. Nas medidas de resistência à polarização medidas na ZTMA (1,03 M $\Omega$ ) e Stir Zone (1,36 M $\Omega$ ), verificaram-se valores semelhantes entre si. Apresentando valores superiores a 100 vezes em relação ao MB 8,49 K $\Omega$ . O maior valor de resistência a polarização foi verificado na Stir Zone, provavelmente devido ao fato do grão ter se amorfizado durante o processo de soldagem. O valor medido encontrado foi de 160 vezes maior que a resistência a polarização medida no MB. De maneira geral, com as medidas de voltametria, verificou-se uma diminuição da corrente de corrosão em ZTMA na ordem de 8 vezes menor que MB e em Stir Zone de 4,3 vezes menor que MB. Além disso, houve uma diminuição na taxa de corrosão na ZTMA e leve aumento na Stir Zone, mas ambas abaixo de MB.

### 4. CONCLUSÕES

[Digite texto]



O objetivo geral do trabalho, de reproduzir o processo FSW “*Friction Stir Welding*” na liga AA5052, foi atingido na qual foram elaborados e confeccionados 2 projetos de ferramenta com a mesma geometria de ferramenta, cada um de material e processo de fabricação diferentes. Após verificar geometrias de ferramenta existentes constatou-se que a geometria de pino cônico e liso escolhida obteve êxito na soldagem. Conclui-se que confeccionado um suporte *backing* para realização da soldagem garantiu total união das chapas e proteção do equipamento utilizado. O melhor parâmetro no teste de soldagem foi VR = 1170RPM e VS = 51mm/minuto. Analisando as metalografias das soldagens no MEV foi possível identificar que na Stir Zone os grãos recristalizados são muito menores em relação ao grão original e a ZTMA com quem faz divisa. A ZTMA foi deformada plasticamente, porém não sofreu recristalização devido à deformação não ter sido tão severa quanto na Stir Zone, teve um alongamento do grão que gerou aumento no tamanho do mesmo, e nova orientação no arranjo do grão devido a ação da ferramenta. Com as medidas de voltametria se verificou que a zona soldada adquiriu maior resistência a polarização comparada ao metal base e uma menor corrente de corrosão, o que determina uma menor taxa de corrosão na soldagem em relação a liga original.

## 5. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Associação Brasileira de Corrosão (ABRACO). 2015 [Online]. Disponível em: <<http://www.abraco.org.br/biblioteca>> Acesso em: 20 de junho 2019.
- [2] M. Rygaard, E. Arvin, A. Bath, P. J. Binning. Designing water supplies: Optimizing drinking water composition for maximum economic benefit. **Water Research**, Vol. 45, pp. 3712-3722, 2011.
- [3] Enkhsaikhan Boldsaikhan, Shintaro Fukada, Mitsuo Fujimoto, Kenichi Kamimuki, Hideki Okada. Refill friction stir spot welding of surface-treated aerospace aluminum alloys with faying-surface sealant. **Journal of Manufacturing Processes**, Vol. 42, pp. 113-120, 2019.
- [4] Guoqing Wang, Yanhua Zhao, Yunfei Hao. Friction stir welding of high-strength aerospace aluminum alloy and application in rocket tank manufacturing. **Journal of Materials Science & Technology**, Vol.34, pp. 73-91, 2018.
- [5] Tanvir Singh, S. K. Tiwari, D. K. Shukla. Friction-stir welding of AA6061-T6: the effects of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.nano-particles addition. **Results in Materials**, In press, accepted manuscript, 2019.
- [6] Hamed Jamshidi Aval, Altino Loureiro. Effect of reverse dual rotation process on properties of friction stir welding of AA7075 to AISI304. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, Vol.29, pp. 964-975, 2019.
- [7] GIPIELA M.L. Influência dos parâmetros de processo na geração de defeitos na soldagem FSW da liga de alumínio 5052. 2007. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba.
- [8] W.M. THOMAS; E.D. NICHOLAS. Friction Stir Welding for the Transportation Industries. **Materials and Design**. vol.18. pp. 269-273, 1997.

[Digite texto]

- [9] GUERRA, M.; SCHMIDT, C.; MCCLURE, J.C.; MURR, L.E.; NUNESB, A.C. Flow patterns during friction stir welding. **Materials Characterization**, v.49, pp. 95– 101, 2003.
- [10] SOUZA, Gismar Schilive de, **Influência da Geometria da Ferramenta na Soldagem da Liga de Alumínio 5052 Pelo Processo Friction Stir Welding**. 2010. 125f. Dissertação. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, PR.
- [11] MISHRA, R. S.; MAHONEY, M. W. Friction Stir Welding and Processing. Ohio: ASM International, 2007. 353p.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Análise das propriedades da liga de titânio Ti-6Al-4V, soldada por Tungsten Inert Gas (TIG). Analysis of Ti-6Al-4V titanium alloy properties, welded by Tungsten Inert Gas welding (TIG).

Guilherme Aragão Neto <sup>(1)</sup>

Gilmar Ferreira Batalha <sup>(2)</sup>

Felipe Ribeiro Toloczko <sup>(3)</sup>

### RESUMO

Dentre os diferentes processos de união dos materiais para ligas de titânio, destaca-se a soldagem Tungsten Inert Gas (TIG), devido a proteção gasosa feita durante o procedimento, já que a liga é altamente reativa ao oxigênio e nitrogênio. O presente trabalho buscou avaliar as características mecânicas em chapas de titânio grau 5, da liga Ti-6Al-4V que receberam a soldagem TIG, realizada segundo os dados da literatura e sob algumas variações na influência da corrente. Os corpos de prova foram fabricados por corte de jato de água para os ensaios de tração, dureza e microestrutura, dentro e fora da zona afetada pelo calor (ZAC). A liga de titânio escolhida é largamente utilizada nas indústrias aeroespacial, biomédica e automotiva, representa 45% do consumo de titânio e tem como características a alta resistência mecânica, baixa densidade e excelente resistência a corrosão.

**Palavras-chave — Solda, TIG, Titânio, microestrutura.**

### ABSTRACT

Among the different bonding processes of materials for titanium alloys, we can highlight the Tungsten Inert Gas (TIG) weld, due the atmosphere protection done during the process, because this alloy is highly reactive to oxygen and nitrogen. The present work sought to evaluate the mechanical characteristics on sheets of grade 5 titanium, from Ti-6Al-4V alloy welded by TIG, performed according to literature data and under some variations in the influence of current. The samples were manufacturing by waterjet cutting system to the tensile test, hardness test and microstructure, inside and outside of heat affected zone (HAZ). The titanium alloy chosen is widely used in the aerospace, biomedical and automotive industries, represents 45% of titanium consumption an is characterized by high mechanical strength, low density and excellent corrosion resistance.

**Key words — Weld, TIG, Titanium, Microstructure.**

<sup>(1)</sup> Mestrando em Engenharia Mecânica; Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Brasil, guilherme.aragao@usp.br

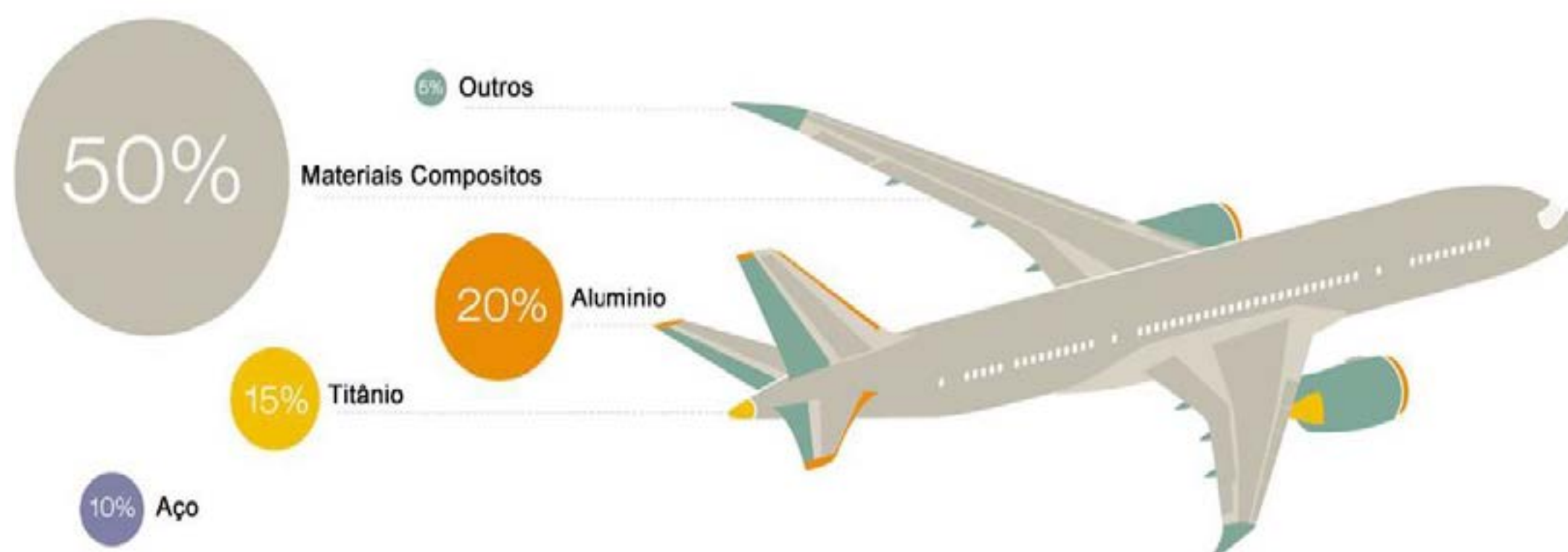
<sup>(2)</sup> Prof. Dr.; Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Brasil.

<sup>(3)</sup> Prof. Me.; Faculdade de Tecnologia de São Paulo, Brasil.

## 1. INTRODUÇÃO

O Titânio é um elemento químico classificado como metal de transição, foi descoberto em 1791 pelo Sr. Willian Gregor, a aquisição e custos de processamento sempre foram fatores limitantes para sua utilização. Entretanto, com o avanço tecnológico que promove a redução desses custos, em alguns seguimentos, o titânio e suas ligas vem ganhando popularidade para utilização estrutural em várias aplicações [1].

No setor aeroespacial, que mais utiliza o titânio, ainda existem restrições, como o buy-to-fly, que significa razão entre o peso bruto da matéria-prima usada para fabricação de um componente e o peso do próprio componente finalizado; esse indicador acaba não sendo interessante para alguns materiais metálicos, chegando a ficar somente entre 10-20% do peso bruto para o componente final, e quanto mais complexo for o designer, pior o buy-to-fly [2]. Contudo, as últimas gerações de aeronaves (Airbus 350 e Boeing 787) tiveram um aumento em peso percentual de 7 para 15% da quantidade de titânio [1], essa escolha acontece devido a superioridade do mesmo contra o alumínio que é outra liga muito utilizada no setor, porém, o alumínio corrói rapidamente quando unido a materiais compósitos (cerca de 50% da aeronave, figura 1), consequentemente o aumento de compósitos acaba estimulando o crescimento da quantidade de titânio [3], que mesmo com um custo moderado para certos componentes, tem melhores propriedades mecânicas para essa aplicação.



**Figura 1:** O material certo para a aplicação correta [4].

As características de soldagem para o titânio são cruciais porque o material se encontra em grande maioria distribuído em forma de chapas e placas [4]. Dentre os processos de soldagem, o tungsten inert gas (TIG) é muito utilizado, devido a proteção gasosa feita durante o procedimento, que impede a formação da camada frágil na superfície de soldagem, que ocorre no titânio e suas ligas quando expostas a atmosferas oxidantes em altas temperaturas [5].

A liga escolhida para este trabalho é a Ti-6Al-4V, muito utilizada não só na indústria aeroespacial, como também na automotiva e na biomédica por conta da biocompatibilidade [6]; representa 45% do consumo de titânio e tem como características a baixa densidade, excelente resistência mecânica e à corrosão. A microestrutura da liga é binária com fase  $\alpha$  e  $\beta$ , sendo  $\alpha$  com estrutura cristalina hexagonal compacta (HC) e  $\beta$  com a estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) [5]. Para muitas aplicações do Ti-6Al-4V é recorrente a utilização da soldagem TIG como processo de montagem, durante a execução, o material base (MB) é submetido a um ciclo térmico típico dentro da zona afetada pelo calor (ZAC) e zona fundida (ZF), que causa transformações complexas na microestrutura [7].

Diante disso, o presente trabalho buscou caracterizar as propriedades mecânicas da liga após o processo de soldagem, levantando métodos e técnicas que devem ser utilizadas e analisando as possibilidades da liga com os resultados alcançados.



## 2. MATERIAL E METODOLOGIA

O material utilizado tinha espessura de 3,175 mm, era uma chapa de Ti-6Al-4V (ASTM B265) japonesa doada pela Universidade de Kagawa, que passou pelo refinamento de grãos através da laminação a quente, ficando com a média de tamanho de grãos entre 3 e 5  $\mu\text{m}$ . A composição química da liga esta disponibilizada na tabela 1.

As chapas foram limpas utilizando acetona para remoção da sujeira e gordura, que não devem estar presentes no processo de soldagem para o titânio e suas ligas. A soldagem TIG foi realizada perpendicular ao sentido de laminação, conforme a literatura, utilizando a máquina ESAB Caddy TIG 2200I AC/DC, em correntes constantes e contínuas de 80 e 100A com eletrodo de tungstênio e tório, com o polo negativo e de forma autógena. Todos os outros parâmetros estão disponíveis na tabela 2 e os valores dados como aproximados são devido ao processo ter sido executado de forma manual.

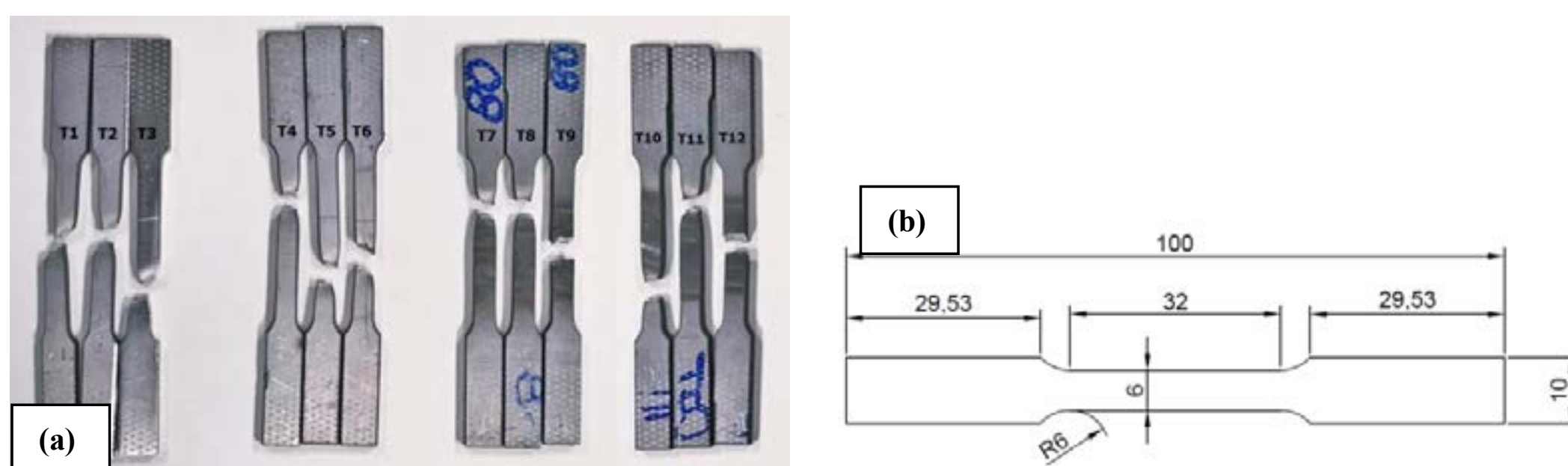
**Tabela 1:** Composição química da liga.

Composição Química	Valor (peso%)
Ti	Balança
Al	6,50
V	4,24
C	0,004
O	0,17
Fe	0,29

**Tabela 2:** Parâmetros de soldagem.

Parâmetros	Valores
Diâmetro do Eletrodo	2,4 mm
Ângulo de afiação	45°
Fluxo de Argônio	13 L/min
Altura do Arco	$\cong 2,3$ mm
Corrente	80A / 100A
Velocidade da solda	80A $\cong 11,5$ cm/min 100A $\cong 16,5$ cm/min
Tensão de operação	9 - 11V

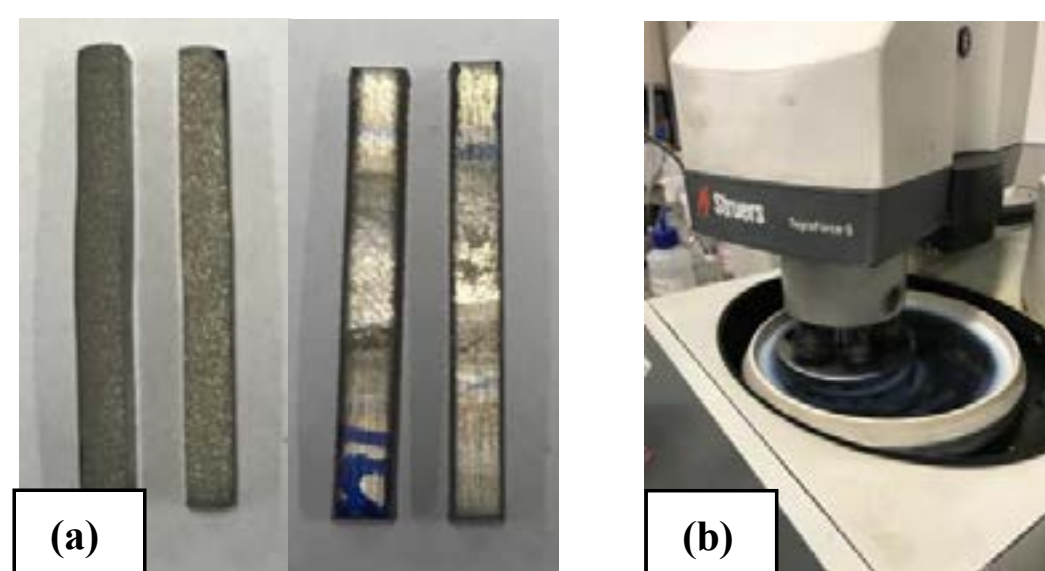
Os corpos de prova (CP) para os ensaios de tração foram divididos em 12 amostras de T1 a T12 (figura 2a), sendo de T1 a T3, CP do MB longitudinal ao sentido de laminação, T4 a T6, CP do MB normais ao sentido de laminação, T7 a T9, CP com a soldagem realizada com a corrente de 80A perpendicular ao sentido de laminação e T10, T11 e T12, CP com a soldagem realizada com a corrente de 100A perpendicular ao sentido de laminação; os CP foram fabricados utilizando uma máquina DWJ BB X5 de corte de jato de água em parceria com a empresa DARDI, as dimensões seguiram a norma E8/E8m da ASTM e estão disponíveis na figura 2b. Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Impacto em Estruturas (GMSIE) na Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, em uma INSTRON 3369, com a taxa de deformação de 0,5 mm/min e o auxílio de um extensômetro INSTRON de 25 mm para prevenir o erro causado pelo deslizamento.



**Figura 2:** (a) Divisão dos corpos de prova e (b) dimensões dos corpos de prova (mm).

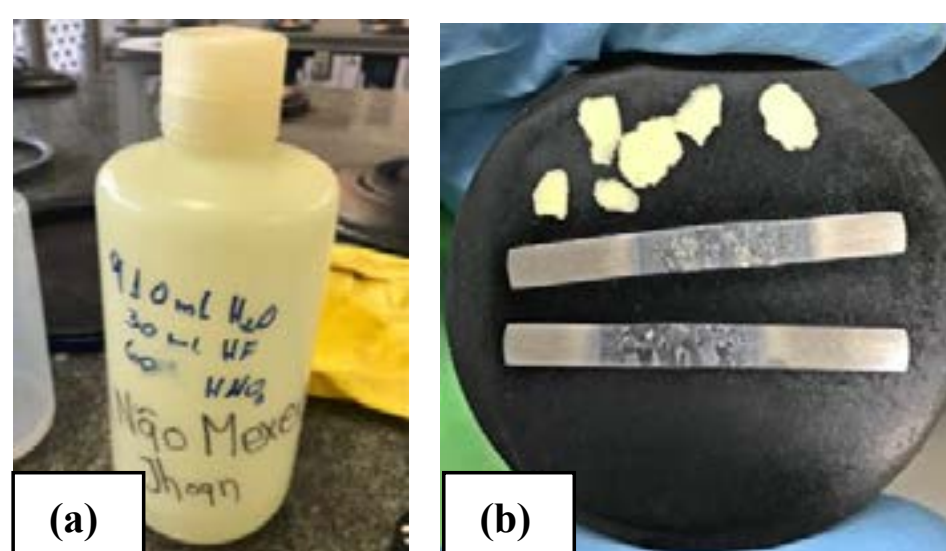
As amostras para microestrutura foram retiradas de seções transversais aos cordões de solda (figura 3a), para possibilitar a visualização da microestrutura do MB, da ZAC e da ZF. A preparação foi realizada através do embutimento das amostras, na sequência o lixamento com o crescimento gradual das granulometrias de 180 a 1200, depois o polimento com pano e pasta de diamante de 6 $\mu\text{m}$ , e por

último o polimento minimete utilizando o tecido chem com sílica de  $0,05\mu\text{m}$  durante 1h20min.; todo o processo de lixamento e polimento foi realizado na máquina Struers TegraForce 5 (figura 3b).



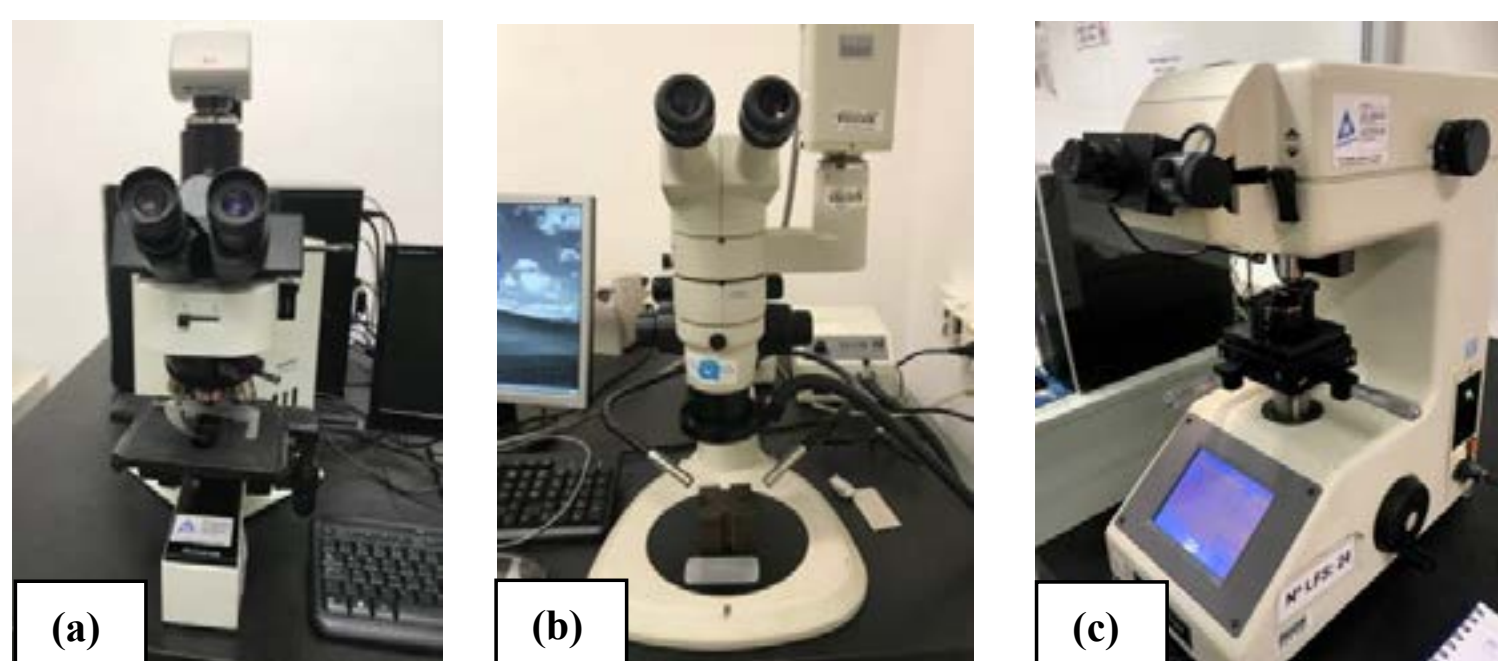
**Figura 3:** (a) Amostras para microestrutura e (b) máquina utilizada no lixamento e polimento.

Para o ataque do material, foi utilizado uma solução de kroll contendo  $91\%H_2O + 6\%HNO_3 + 3\%HF$  (figura 4a), as amostras foram mergulhadas por 10 segundos na solução e após esse período, foi realizado o enxague abundante para finalizar o ataque. Todas as precauções necessárias que o ácido fluorídrico (HF) exige foram tomadas, como dispositivos de plástico para fazer a solução, armazenar a mesma e luvas na manipulação da amostra. O resultado do ataque da amostra polida e após o ataque pode ser visto na figura 4b.



**Figura 4:** (a) Solução de Kroll e (b) amostras depois do ataque da solução de Kroll.

As imagens da microestrutura foram retiradas no microscópio ótico OLYMPUS BX60M e na Lupa Nikon SMZ800. A medição da microdureza Vickers foi realizada por um microdurômetro BUEHLER usando uma carga de 300g por 10s de tempo de carregamento. Cada valor plotado no gráfico de dureza (figura 10) representa a média de 3 medições pontuais.



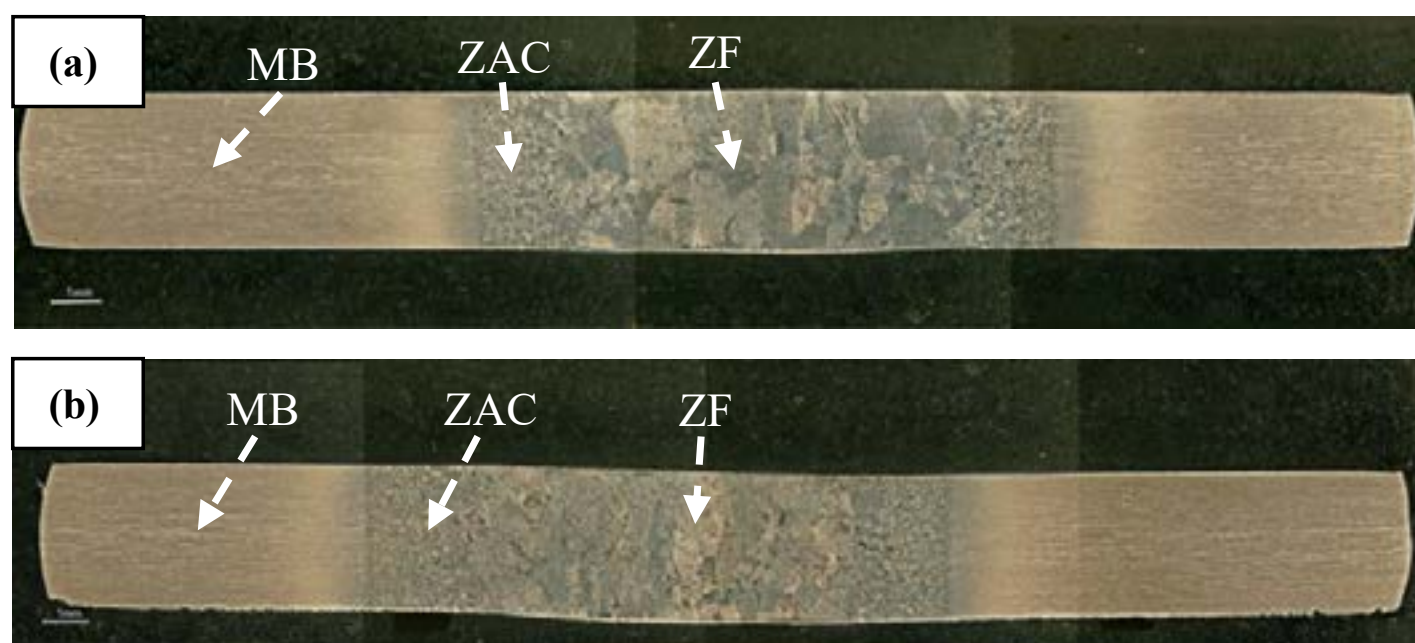
**Figura 5:** (a) Microscópio Óptico, (b) Lupa e (c) durômetro.



### 3. RESULTADOS

#### 3.1. Microestrutura

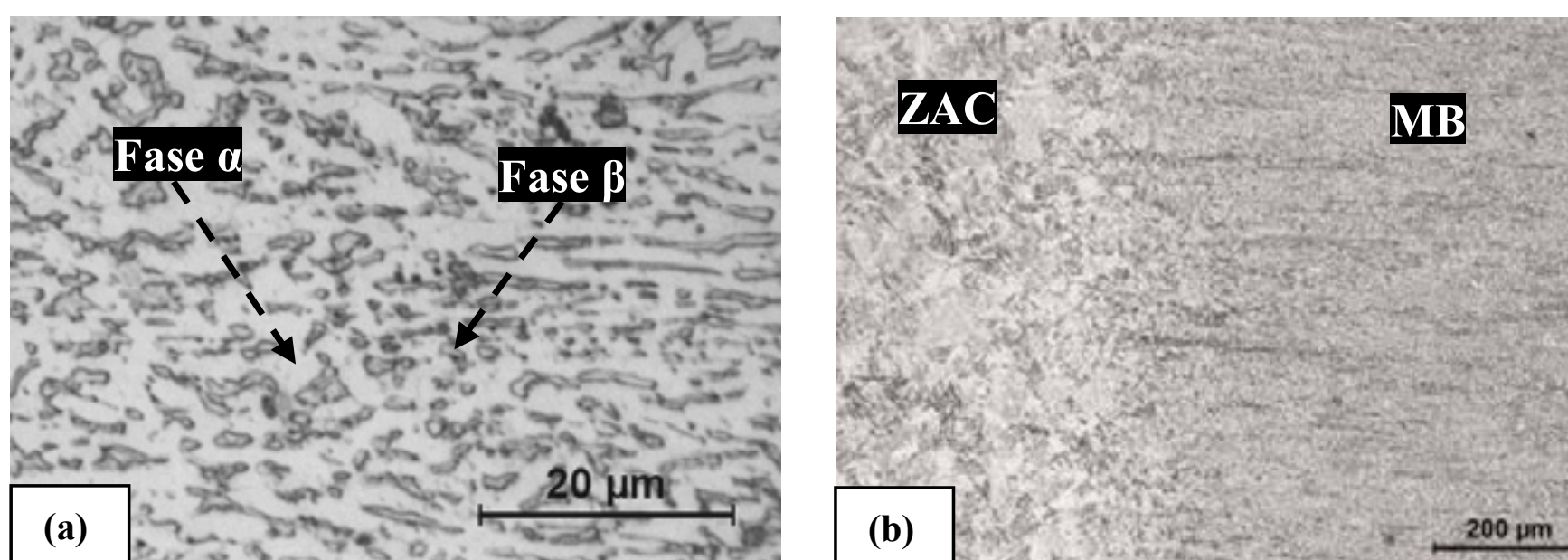
Em relação a análise macroestrutural realizada, como pode ser visualizado na figura 6 a-b, a ZAC para os cordões de solda nas duas correntes utilizadas teve um comprimento muito próximo, as medições coletadas foram 12mm para 80A e 13mm para 100A. Ainda na figura 6, existe uma diferença visível no tamanho de grão dentro e fora da ZAC, devido ao ciclo térmico que o processo de soldagem impõe ao material. É possível perceber que o MB possui grãos finos e alinhados no sentido longitudinal a amostra, características do processo de laminação. O começo da ZAC nas duas amostras acontece logo onde se inicia a modificação da microestrutura do MB, ocorrendo um crescimento gradual do tamanho de grão, que obtém geometrias colunares na ZF das amostras.



**Figura 6:** (a) MB, ZAC e ZF para 80A e (b) MB, ZAC e ZF para 100A.

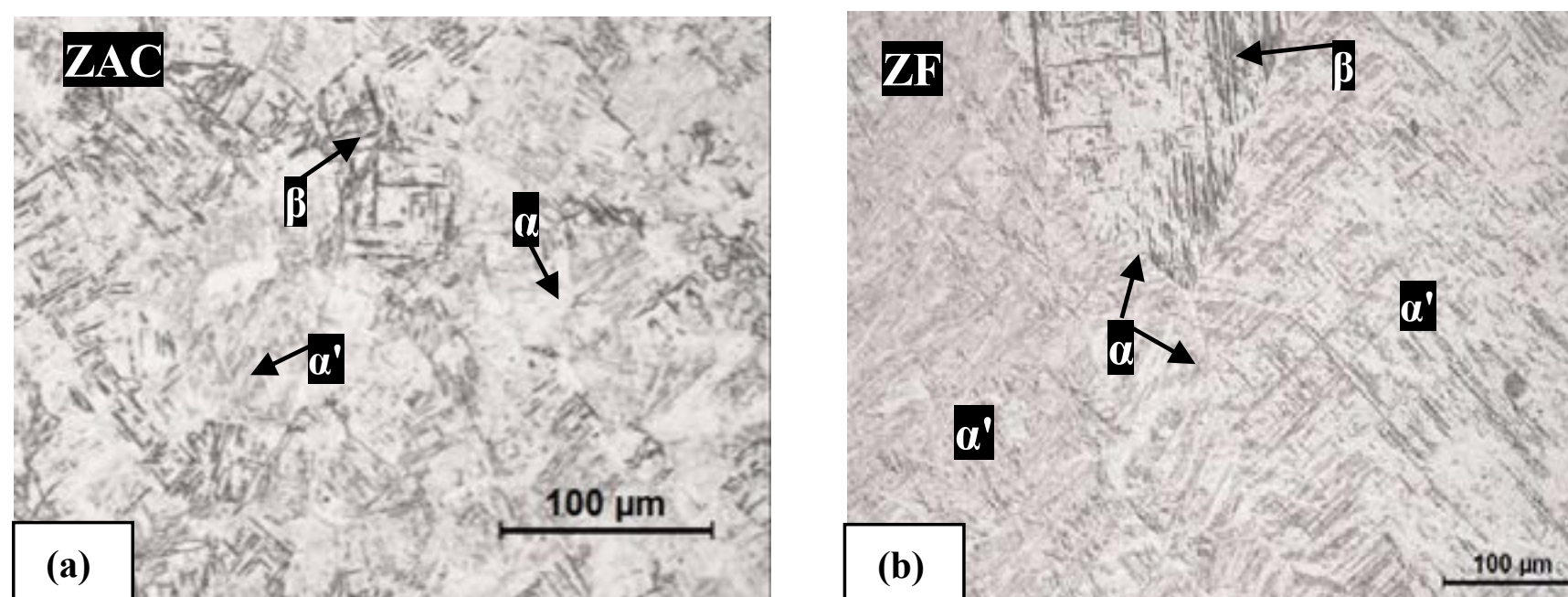
Na análise microestrutural, é possível entender como ficam as fases  $\alpha$  e  $\beta$  da liga de titânio estudada para cada região (MB, ZAC e ZF); o tamanho de grão do MB está dentro do esperado, cerca de  $5 \mu\text{m}$ . O MB é composto por uma massiva matriz de fase  $\alpha$  (parte branca) e fragmentos de fase  $\beta$  (partes pretas) figura 7a.

Já na figura 7b é possível ver a transição do MB para ZAC. A dinâmica de mudança da disposição das fases  $\alpha$  e  $\beta$  é determinante para o novo arranjo microestrutural da liga dentro da ZAC e ZF. Com o aquecimento da liga decorrente da energia de soldagem, as duas fases transformam-se em  $\beta$  ( $\alpha + \beta \rightarrow \beta$  transus) quando ultrapassam os  $1000^\circ\text{C}$ . No resfriamento, a fase  $\beta$  transforma-se em  $\alpha$ , e com a taxa de resfriamento rápida o suficiente que permitir o acionamento de um mecanismo de movimentação, ocorre a formação da fase  $\alpha'$ , que é uma estrutura acircular de padrão agulhado, conhecida como martensita. A fase  $\alpha'$  é predominante na ZF do material (figura 8b), porém coexiste com  $\alpha$  (no contorno de grão) e  $\beta$  (recristalizado) como visto na figura 8b, distribuídos em grãos alongados. Na ZAC existe uma distribuição semelhante a ZF, porém com uma menor porcentagem de  $\alpha'$  e  $\beta$  (recristalizado), distribuído em grãos menores com uma estrutura equiaxial (figura 8a).



**Figura 7:** (a) Microestrutura do MB e (b) Transição entre MB e ZAC.





**Figura 8:** (a) ZAC estrutura bimodal e (b) ZF -  $\alpha'$  (martensita) e  $\alpha$  (contorno de grão) e  $\beta$  recristalizado.

### 3.2. Ensaio de tração

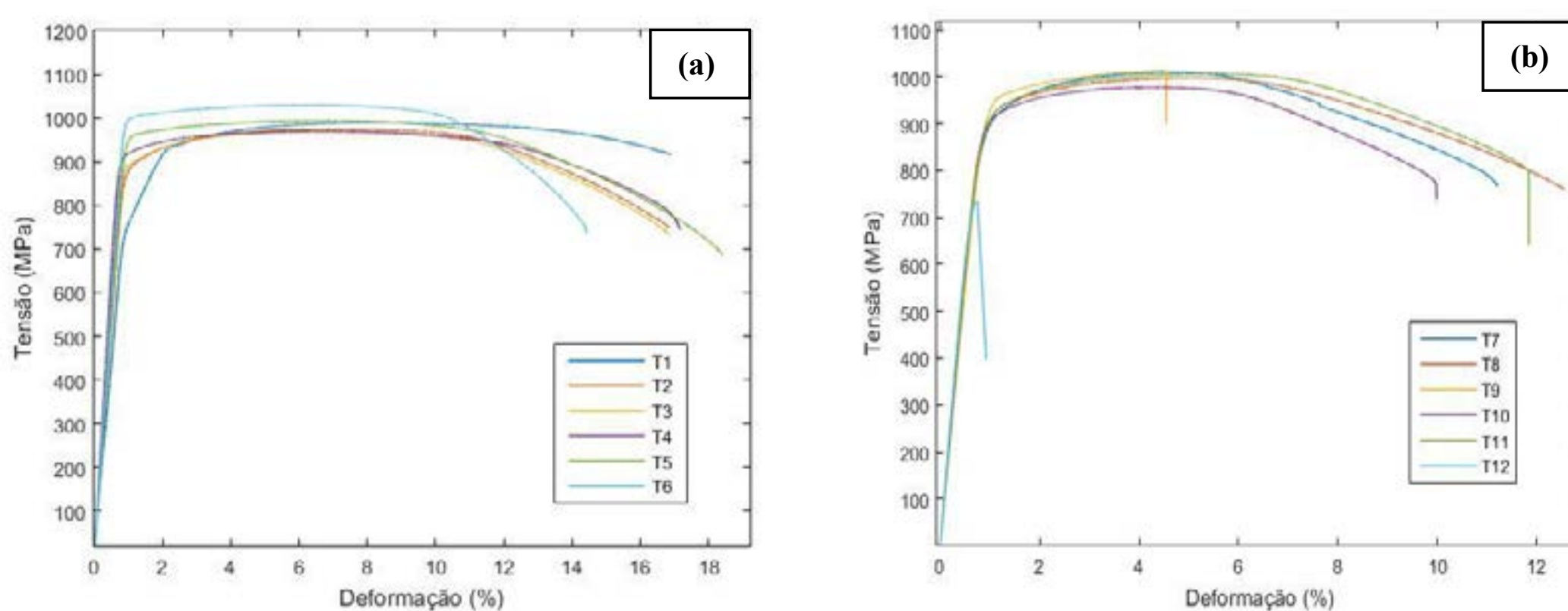
O ensaio de tração para corpos de prova fabricados no sentido transversal ao cordão de solda, permite avaliar o limite de resistência a tração da junta soldada.

A figura 9a demonstra a curva tensão deformação das amostras sem solda do MB que foram chamadas de T1 a T3 para os CP no mesmo sentido de laminação e T4 a T6 para os normais ao sentido de laminação. Os dois grupos de ensaios foram realizados a temperatura ambiente, caracterizando, assim, o comportamento da liga, atingindo um valor médio de limite de resistência a tração de 976MPa para o grupo T1-T3 e 987 MPa para o grupo T4-T6. Comportamento este, de um material dúctil e perfeitamente plástico.

Já a figura 9b, permite visualizar a curva para os corpos de prova soldados a 80A (T7 a T9), e 100A (T10 a T12). Para os corpos de prova soldados, o limite de resistência a tração encontrado para o grupo T7-T9 foi de 1007 MPa. E para o grupo T10-T12, o limite de resistência a tração encontrado foi de 991 MPa.

Assim, existe um aumento da resistência a tração quando o material passa pelo processo de soldagem, de cerca de 3% no caso de maior diferença entre os grupos.

Nas curvas da figura 9b, percebe-se que dois ensaios falharam antes do previsto, o T9 e T12; pela região onde houve a falha nos dois casos, e análise do tipo de falha que se caracterizou como frágil (figura 2a) e exatamente em cima da união das chapas, foi verificado visualmente que não houve penetração total da ZF para esses CP, provavelmente devido às variações que ocorrem no processo manual de soldagem. Entretanto, o limite de resistência a tração dos 4 CP que concluíram o ensaio, ficou acima dos valores obtidos com o MB. A deformação média foi entre 3 e 6% inferior ao encontrado no MB, e com estricção e ruptura fora da ZAC.

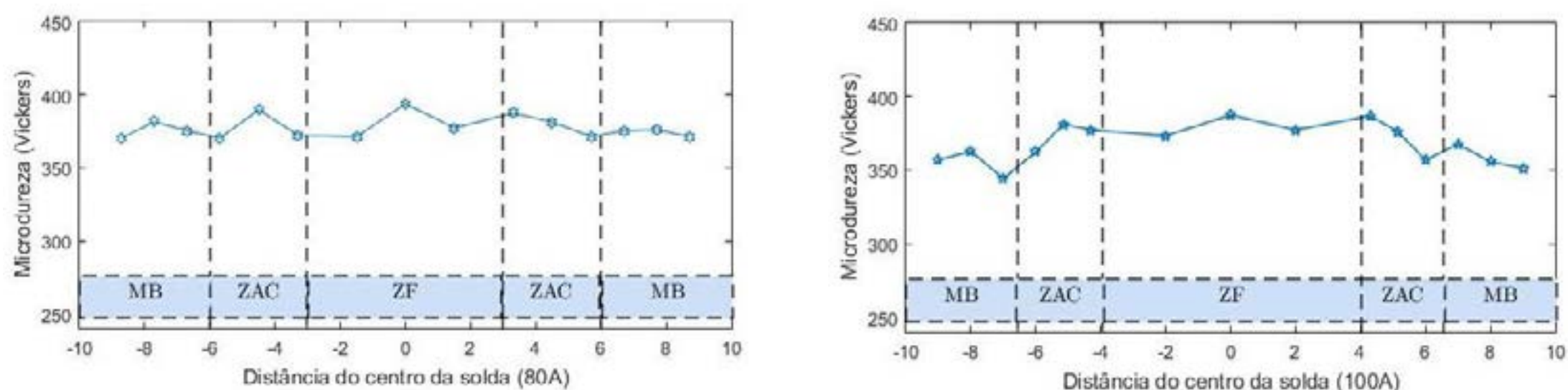


**Figura 9:** Curva tensão deformação – (a) T1 a T6 e (b) T7 a T12.



### 3.3. Ensaio de Microdureza

O ensaio para a amostra de 80A não demonstrou variações significativas para o perfil de dureza coletado. Já no de 100A, existem algumas variações da microdureza dependendo da região, porém, é possível perceber que para as duas amostras, como disponível na figura 10, a ZF e parte da ZAC tem um aumento da microdureza em relação ao MB de cerca de 7% devido ao ciclo térmico e a formação de  $\alpha'$  nas duas regiões.



**Figura 10:**Ensaio de Microdureza para os cordões de 80 e 100A.

## 4. CONCLUSÃO

O trabalho permitiu avaliar as características mecânicas da liga de titânio Ti-6Al-4V, referente aos ensaios realizados e quando o material passa pelo processo de soldagem utilizando correntes de 80 e 100A. A variação da corrente não demonstrou mudanças significativas entre os ensaios, somente diferentes comprimentos de ZF e ZAC.

Com relação a microestrutura, ela sofreu modificações após a soldagem, quando comparada com a microestrutura original. Existe um grande crescimento de grão na ZF e ZAC. A formação de  $\alpha'$  (martensita) aumenta a resistência da liga na junta soldada, chegando a cerca de 3% no limite de resistência a tração. A dureza do material também é elevada, cerca de 7% graças a nova microestrutura que surge após a soldagem. Quanto a solicitação de tração, e a deformação da mesma, o material se comportou bem, com deformações entre 3 e 6% menores com referência ao MB.

Portanto, mesmo após o processo de soldagem, a liga mantém suas propriedades mecânicas relativamente próximas as encontradas no MB. Observando a metodologia, o que poderia ser feito para melhor controlar a penetração e não obter falhas como nos CP T9 e T12, seria um processo automatizado para manter a altura do arco e velocidade de solda constantes, pois essas variáveis influenciam diretamente na profundidade e tamanho da poça de fusão.

## 5. AGRADECIMENTOS

Agradecer o apoio continuado do PPGEM – USP; a disponibilidade da empresa Dardi, onde foram realizados os cortes das chapas de titânio. Agradecimento especial ao técnico de soldagem da Escola Politécnica (EP) Rafael Oliveira, pelo auxílio nas atividades desenvolvidas, e a todos os profissionais do LFS da EP, pela ajuda e apoio. Agradecimento especial também ao Prof. Felipe Ribeiro Toloczko, grande incentivador e colaborador do meu desenvolvimento. E um grande agradecimento ao Prof. Gilmar Ferreira Batalha, pelos valiosos conselhos e parceria nesta caminhada.

## REFERÊNCIAS

- [1] SANTOS, M.W.B; Investigation of the mechanical behavior and microstructure evolution of titanium alloys under superplastic and hot forming conditions. Tese de Doutorado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade de São Paulo, USP, 2017.
- [2] DUFLOS, R; THIBOUT, C. Metals and composites: finding the right material for each application. Airbus Commercial Aircraft, 2018.
- [3] HALE, J. Boeing 787 from the Ground Up. Boing Aero magazine QTR\_04 06, 2006, 17-23.
- [4] PASSANG, T; TAO, Y; AZIZI, M; KAMIYA, O; MIZUTANI, M. e MISIOLEK, W. Welding of titanium alloys. MATEC web conferences, 2017.
- [5] MARINHO, E.P. Desenvolvimento de prensa para conformação com sistema de controle in situ e tempo real de pressão e de temperatura e com módulo de monitoramento da deformação por correlação digital de imagem. Tese de Doutorado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade de São Paulo, USP, 2016.
- [6] ODA, Y; OKABE, T. Effect of corrosion on the strength of soldered titanium and Ti-6Al-4V alloy. Dental Materials, 1996, 12, 167-172.
- [7] MEHDI, B; BADJI, R; JI, V; ALLILI, B; BRADAI, D; DESCHAUX-BEAUME, F. e SOULIÉ, F. Microstructure and residual stresses in Ti-6Al-4V alloy pulsed and unpulsed TIG welds, Journal of Materials Processing Technology, 2016.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## ANÁLISE DAS ALTERAÇÕES MICROESTRUTURAIS DOS AÇOS DE ALTA DE RESISTÊNCIA NO PROCESSO DE DOBRAMENTO EM “V”

Rafael Pandolfo da Rocha <sup>(1)</sup>

Luis Fernando Folle <sup>(2)</sup>

Bruno Cordeiro <sup>(3)</sup>

Matheus Riffel <sup>(4)</sup>

Lírio Schaeffer <sup>(5)</sup>

### Resumo

Os aços bifásicos, ou Dual Phase, surgiram em virtude de uma crescente demanda da indústria automobilística em produzir veículos mais seguros, econômicos e, por conseguinte, menos poluentes, exigindo, em contrapartida, uma melhoria na conformabilidade. Para galgar tais finalidades, os aços Dual Phase consolidam características antagônicas, motivadas em função da resistência mecânica elevada, proveniente da fase martensítica, aliada à ductilidade, oriunda da matriz ferrítica. Quando submetidos a processos de conformação mecânica, mais especificamente, no processo de dobra, os aços bifásicos desenvolvem deformações nas regiões trativas e compressivas do raio de dobra, o que, em virtude das suas intensidades, promovem alterações às fases martensíticas e ferríticas, constantes da microestrutura desses materiais. Nesse aspecto, este trabalho tem como objetivo analisar a influência dos parâmetros de dobra, mais precisamente, o efeito do deslocamento do punção e da força de dobra na propagação das alterações microestruturais nas tiras de aço de alta resistência. Foram realizados, assim, quatro tipos de ensaios de dobramento em matriz “V”, os quais se diferenciavam entre si em função dos deslocamentos realizados pelo punção, empregando, assim, tiras metálicas provenientes dos aços DP600 e DP780. Dessa forma, foram analisados o desenvolvimento da força de dobra e as alterações às fases martensíticas e ferríticas desses aços quando da execução dos quatro processos de dobramento, com vistas a comparar aos resultados previstos na literatura e, se atendida certa previsão nos resultados, validá-los para os processos executados, bem como para os materiais empregados. Para esses dois aços, notou-se que, a partir de 10 e até 20 mm de deslocamento, a força aplicada pelo punção tinha uma tendência a se reduzir. No entanto, assim que assumida a posição de 23 mm, a força acrescia-se abruptamente, motivada em função do contato com o fundo da abertura da matriz. No tocante às análises metalográficas realizadas, observou-se, assim como previa a literatura, a existência das duas fases constantes da microestrutura desses aços: a martensita e a ferrita.

<sup>(1)</sup> Engenheiro Mecânico, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, rafar44@hotmail.com;

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Eng., Centro Universitário Ritter dos Reis, folle.luis@gmail.com;

<sup>(3)</sup> Engenheiro Mecânico, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, bruno.cordeiro@ufrgs.br;

<sup>(4)</sup> Engenheiro Mecânico, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, matheusriffel@hotmail.com;

<sup>(5)</sup> Prof. Dr. Ing., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, schaeffer@ufrgs.br;

Desse modo, percebeu-se que, para aços de maior resistência, maior é a concentração da fase martensítica. Além disso, observou-se que, na região trativa do raio de dobra, os grãos de martensita e de ferrita foram alongados, ao passo que, na região comprimida, os grãos dessas fases assumiram o formato de glóbulos. Entretanto, essas alterações foram acentuadas na zona de tração, sobretudo com o maior deslocamento assumido pelo punção e, concomitantemente, ao maior carregamento aplicado.

**Palavras-Chave - Aços bifásicos. Dual Phase. Dobramento de chapas. Análise Metalográfica. Microestrutura.**

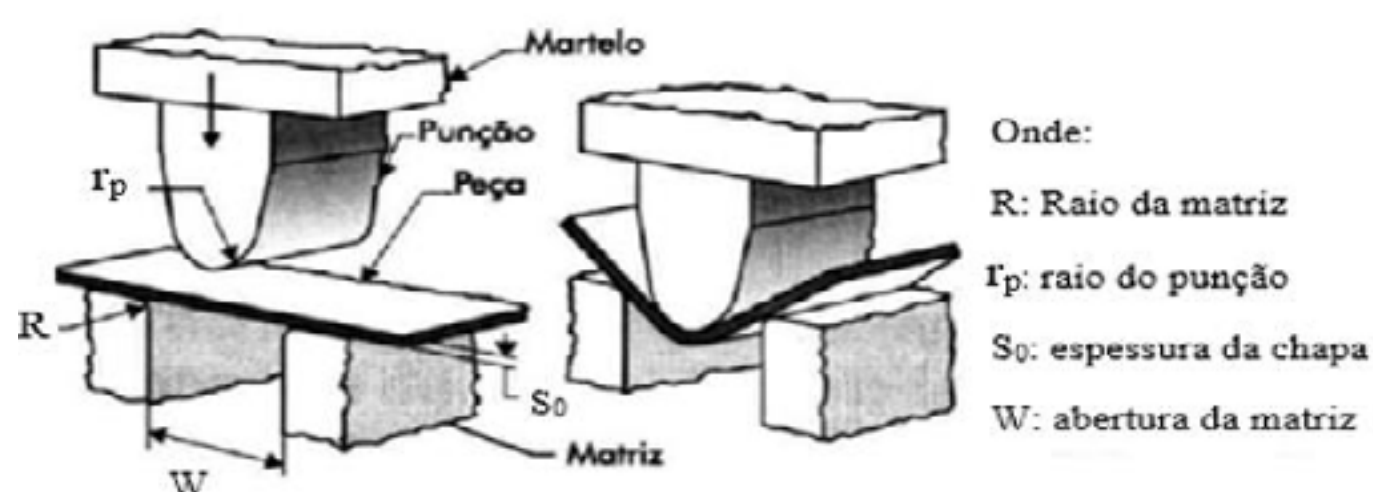
## 1. INTRODUÇÃO

Os aços bifásicos, ou Dual Phase, constituintes do grupo dos aços avançados de alta resistência (AHSS), estão sendo empregados amplamente no setor automobilístico, dada a peculiaridade desses em combinar elevada resistência mecânica a uma considerável ductilidade, o que contribui com a redução de peso quando da fabricação de automóveis e, inclusive, com a melhoria à conformabilidade. Embora sejam obtidos por tratamento térmico, não é incomum empregar quaisquer processos de reaquecimento nos aços Dual Phase, sobretudo quando da necessidade de lhes conferir alterações à sua microestrutura e, por conseguinte, ao seu comportamento mecânico [1].

O emprego dos aços avançados de alta resistência na indústria automobilística vem sofrendo uma considerável limitação, motivada por dificuldades em manter a sua precisão dimensional quando conformados. Assim, ressaltam que esse problema se concentra no retorno elástico, sobretudo pela inviabilidade de montar os componentes derivados dos AHSS e, inclusive, por questões estéticas, fatores esses que precisam ser correlacionados com os parâmetros de ferramenta e de processo, bem como levados em conta durante o projeto dos seus produtos [2].

No que tange aos processos de estampagem, o dobramento é considerado como uma operação unitária, a partir da qual elementos retos de chapas são transformados em elementos curvos. Além disso, salienta-se que esse processo é caracterizado pela não-uniformidade e não-homogeneidade da deformação, motivadas pela relação direta estabelecida entre essas e a posição da seção transversal, referenciada a partir da linha neutra da peça [3].

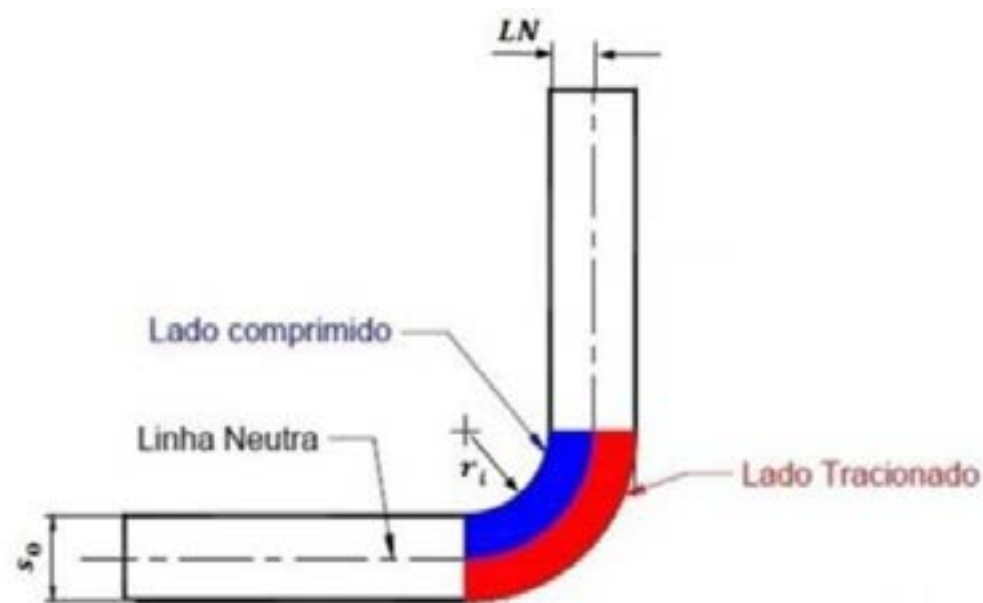
Nesse viés, o dobramento é descrito como o processo em que uma determinada chapa metálica sofre deformação por flexão, proveniente do movimento e da energia oriundos de prensas. Dessa maneira, o formato da peça é obtido pela interação entre punção e matriz específicos [4], conforme demonstrado na figura 1.



**Figura 1:** Representação do processo de dobramento. Adaptado de [4].

Quando da realização da operação de dobramento, a chapa é submetida a esforços aplicados em duas direções opostas, a fim de desenvolver a flexão e a deformação plástica. O resultado desse processo, por sua vez, é a mudança superficial da chapa metálica, a qual passa de uma superfície plana para duas superfícies concorrentes, em ângulo, munida de raio de concordância em sua junção [5], conforme pode ser averiguado através da figura 2.





**Figura 2:** Representação das zonas de tração e compressão). Retirado de [6].

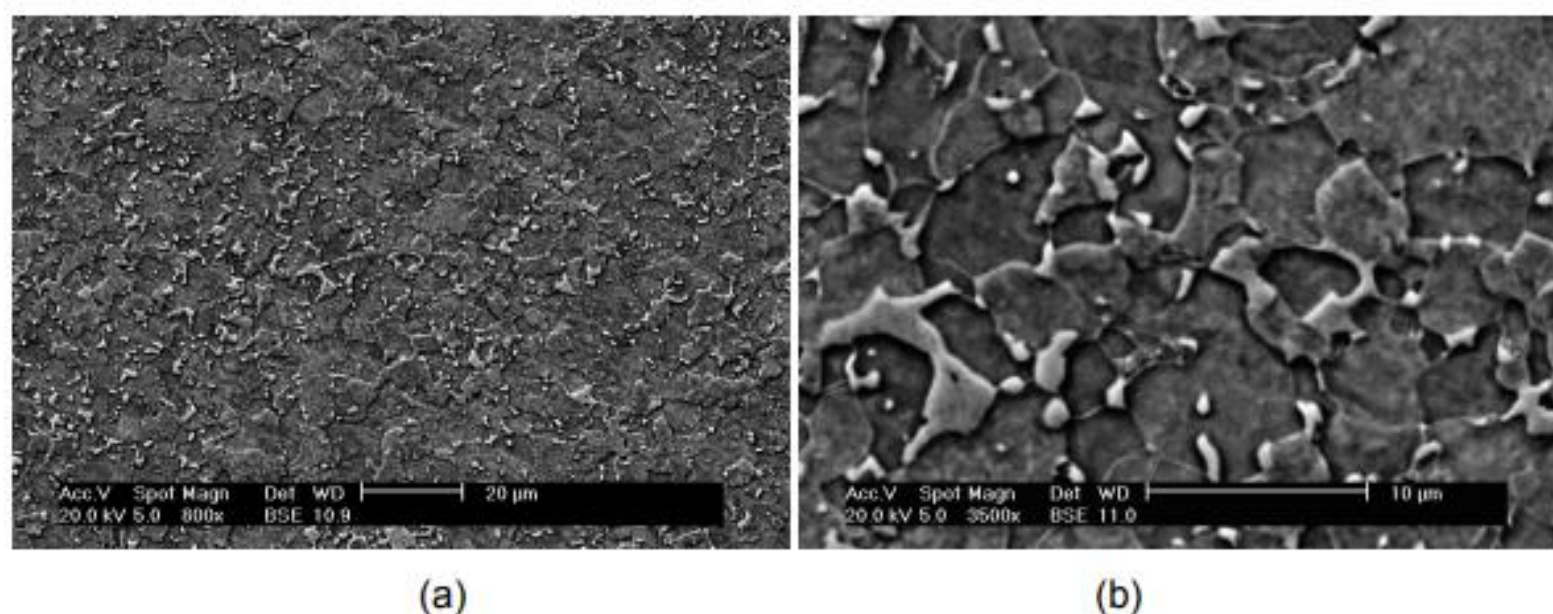
Durante o processo de dobramento, mais precisamente, na seção transversal da região em que está concentrada a dobra, nota-se a existência de duas regiões, a saber: região de deformação elástica e região de deformação plástica. Dessa forma, destaca-se que, embora apresentem características de deformação (elástica e plástica), essas duas regiões são deformadas por esforços trativos e compressivos, cuja localização da zona de tração (+) e de compressão (-), em relação à linha neutra (LN), depende da orientação do esforço aplicado [3].

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1. Amostras

Foram selecionadas 12 amostras de aço DP600 e 12 de aço DP780, com dimensões de 250 mm de comprimento e 20 mm de largura. No entanto, no tocante à espessura, é imprescindível destacar que o aço DP600 apresentava uma espessura de 1,5mm, enquanto a espessura do aço DP780 era de 1mm, materiais esses que, por sua vez, assumiram o formato de tiras.

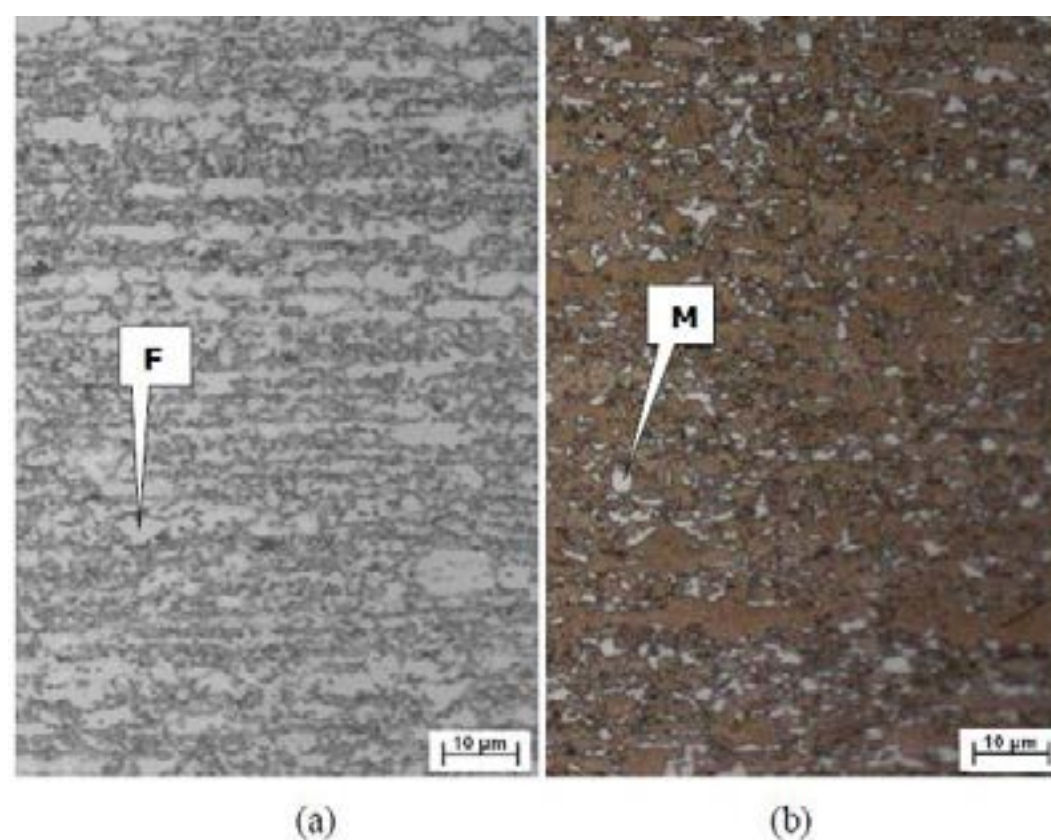
Quanto à microestrutura do aço DP600, destaca-se que, conforme pode ser averiguado pela figura 3, foi constatado um percentual de martensita de 16,54%, percentual esse de martensita que estava dentro da faixa de 15 a 20% informada pelo fabricante. Ainda, ressalta-se a influência da fase martensítica, a qual é completamente dura e que, quanto maior o seu percentual na matriz dos aços DP, maior a resistência mecânica e menor a ductilidade desses materiais, tendo ligação direta, inclusive, com a eficiência nos processos de estampagem [7].



**Figura 3:** Microscopia eletrônica do aço DP600 com aumento de 800 X (a) e aumento de 3500 X (b).

Retirado de [7].

Por sua vez, através de microscopias óptica e eletrônica, constatou-se a presença da fase bainita na microestrutura desse aço, a qual contribui, junto à martensita, com aumento da ductilidade e da resistência do aço DP780, quando comparada a microestruturas constituídas, apenas, de ferrita e martensita [8]. Na figura 4, segue demonstrada a microestrutura do aço DP780, por meio de microscopia óptica.

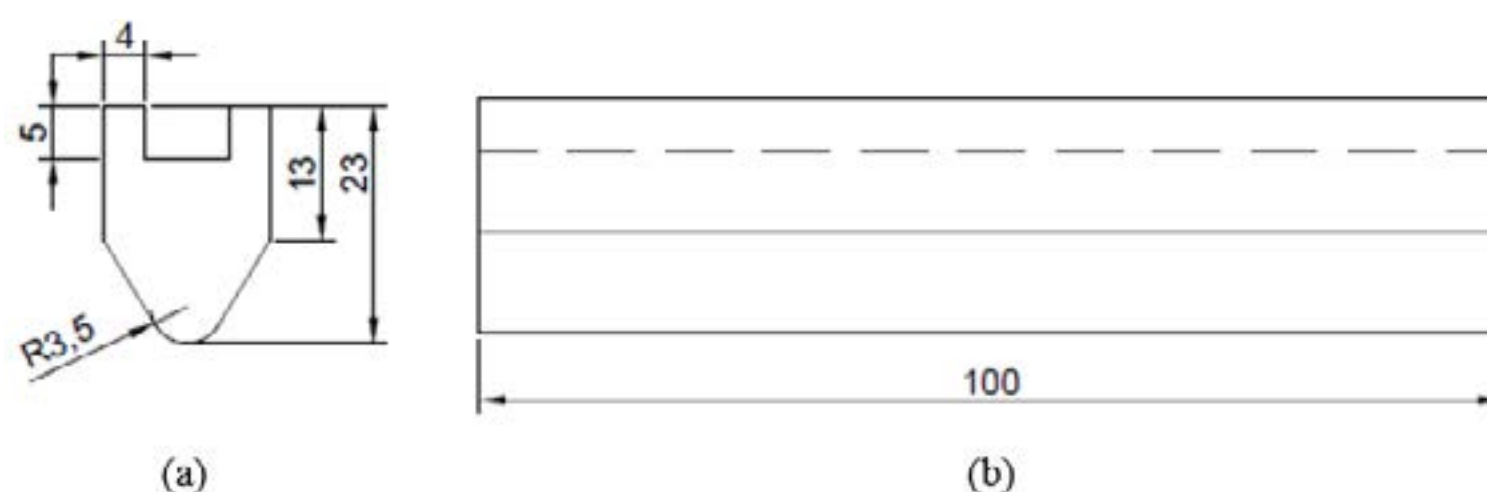


**Figura 4:** Microscopia óptica do aço DP780: ataque a Nital 4% (a) e metabissulfito de sódio + Ácido Pícrico (b). Retirado de [8].

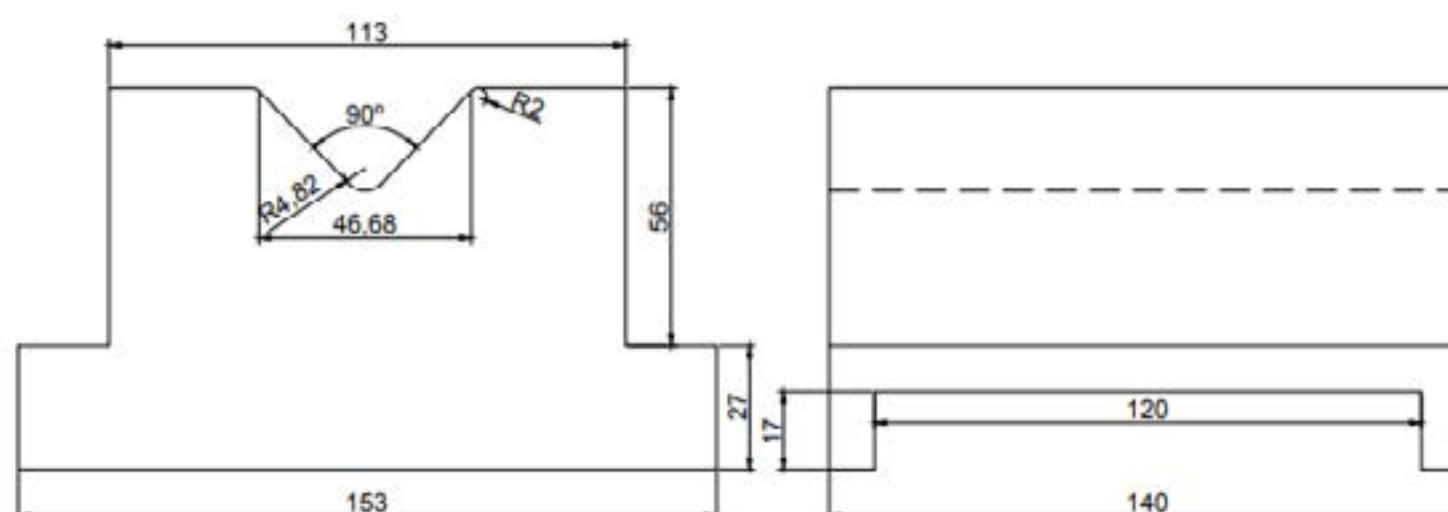
Baseado em ensaios de caracterização constantes da literatura, o aço DP780 apresenta percentual de martensita orçado em 35%, superior ao aço DP600, estimado em 24%, Ihe permitindo concluir que o aço DP780 é mais resistente e menos dúctil, quando comparado ao aço DP600. Ademais, constatou que, quando comparados os tamanhos de grão nesses materiais, a microestrutura do aço DP780 é mais refinada quando comparado ao aço DP600, o que, concomitante ao alto percentual de martensita, configurou ao DP780 maior dureza [9].

## 2.2. Ensaio de Dobramento em V

Desse modo, esses aços Dual Phase foram submetidos ao processo de dobramento em matriz “V”, processo esse que fora conduzido na máquina universal de ensaios, a EMIC DL 10000, com capacidade de carga de, no máximo, 100 kN. Os dados coletados de deslocamento e de força aplicada pelo punção são coletados pelo software da máquina, o Tesc 3.04. Por sua vez, o ferramental adotado fora um punção metálico (figura 5) e uma matriz de madeira (figura 6), para fins de execução dos processos de dobra.



**Figura 5:** Representação do punção metálico. Vista frontal (a) e Lateral Esquerda (b).

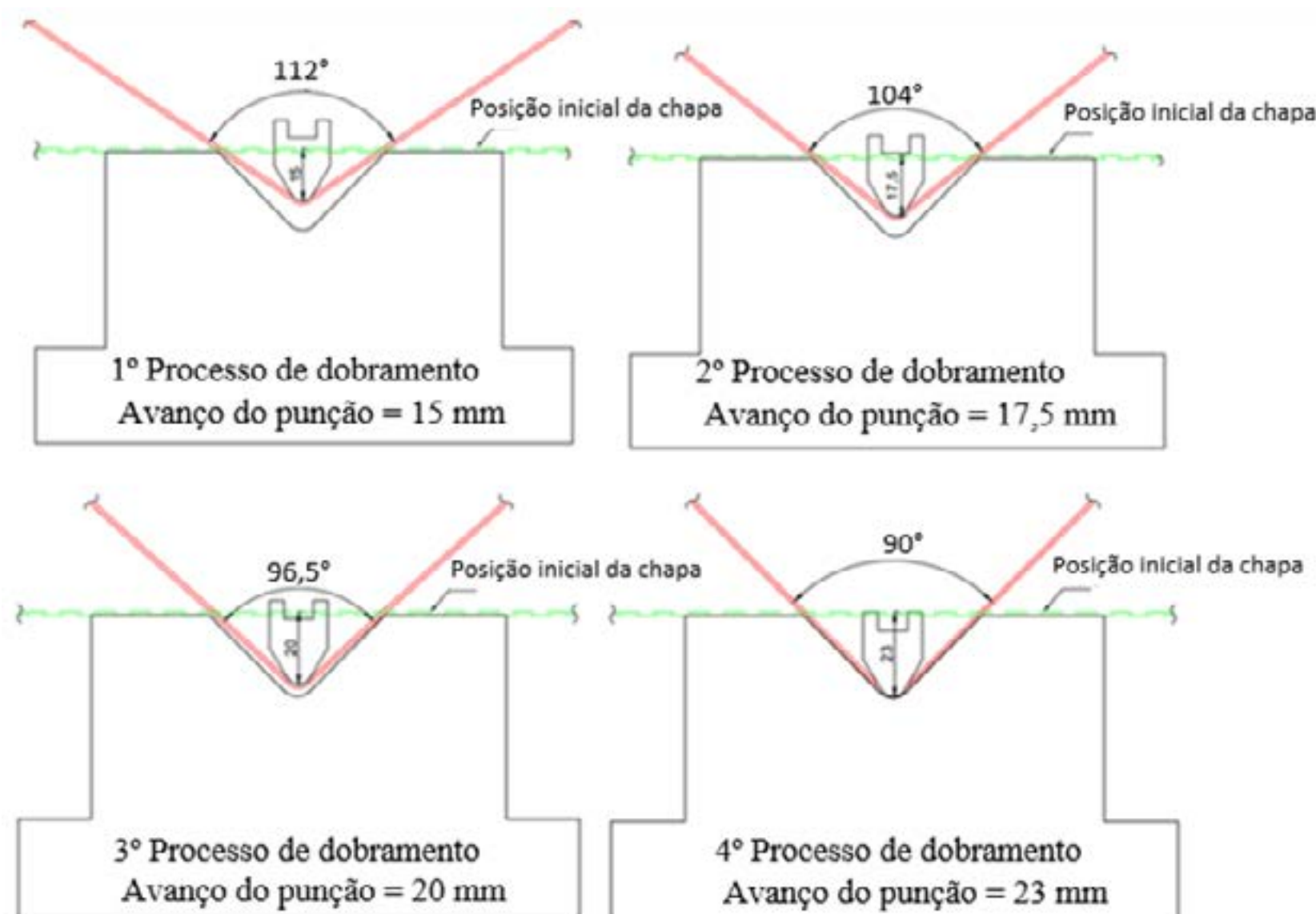


**Figura 6:** Representação da matriz de madeira. Vista frontal (a) e Lateral Esquerda (b).

Sendo assim, o desenvolvimento dos processos de dobramento em “V” foram em divididos em quatro etapas distintas, diferenciadas entre si através dos quatro deslocamentos verticais assumidos pelo punção (15 mm, 17,5 mm, 20 mm e 23 mm), de forma que, para cada valor de deslocamento, eram realizados três ensaios de dobramento para cada aço Dual Phase. Nesse



aspecto, procedeu-se os processos de dobra, primeiramente, às amostras de aço DP600, ao passo que, quando concluídas as quatro etapas de dobra, iniciou-se o processo de dobramento para o aço DP780, processos que respeitaram à ordem crescente dos avanços do punção, cuja representação do projeto dos dobramentos a serem realizados e de seus respectivos ângulos de abertura podem ser vistos através da figura 7.



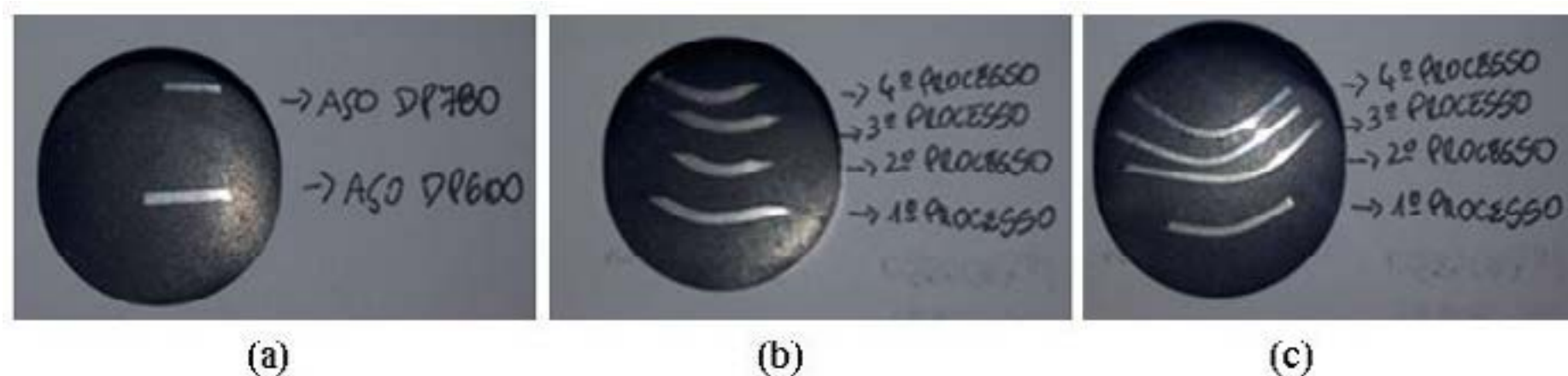
**Figura 7:** Projeto dos processos de dobramento em V.

Todavia, é de suma importância destacar que, nos processos de dobramento em “V” executados, a limitação do deslocamento vertical do punção foi determinada e programada por intermédio do software da EMIC, o Tesc 3.04, de forma que, quando atingido o valor programado, a máquina cessava o deslocamento. Destaca-se que os dobramentos foram realizados com uma velocidade do punção de 20 mm/min, a fim de que não sejam promovidos quaisquer empecilhos à deformação plástica do material.

### 2.3. Ensaio metalográficos

Foram realizados os ensaios metalográficos nas amostras de aço DP600 e DP780, visando determinar a existência de quaisquer alterações à microestrutura desses aços, sobretudo quando comparadas as quatro formas de dobramento em “V” realizadas. No entanto, para que tais alterações pudessem ser visualizadas, foram selecionadas amostras desses materiais antes e após aos processos de dobra.

Dessa forma, removeu-se a região do raio de dobra de uma das três tiras metálicas deformadas por cada tipo de dobramento, dobramentos esses que se diferenciavam em função dos deslocamentos verticais do punção (15 mm, 17,5 mm, 20 mm e 23 mm). As parcelas dos materiais retirados foram embutidos de acordo com a ordem de realização dos ensaios, conforme demonstra a figura 8.



**Figura 8:** Amostras embutidas: a) sem processo de dobra; b) raios do DP600; c) raios do DP780.

Desse modo, findado o embutimento, os materiais foram submetidos ao processo de lixamento, em cujo processo as amostras embutidas eram lixadas através de uma sequência de lixas

d' água, ao passo que, a cada de mudança de lixa, era reduzida a sua rugosidade (aumento do grau de aspereza), bem como alterada a orientação do processo de lixamento a 90° em relação à lixa anterior. Adotou-se, assim, lixas d' água com graus de aspereza de #320 , #400, #600 e #1200.

Destaca-se que, embora fossem submetidas a lixas com rugosidades cada vez menores, o que contribuiu para o desenvolvimento de uma superfície com baixa rugosidade, as amostras foram encaminhadas ao polimento, etapa em que foi utilizado um disco giratório de feltro, acoplado a uma politriz automática. Ademais, foi empregado o abrasivo Alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), da marca Risitec, com concentração de 99,98% e com rugosidade de 1 µm, com vistas a promover um bom acabamento superficial das amostras e, conseqüentemente, melhorar as imagens extraídas das microestruturas através do microscópio óptico.

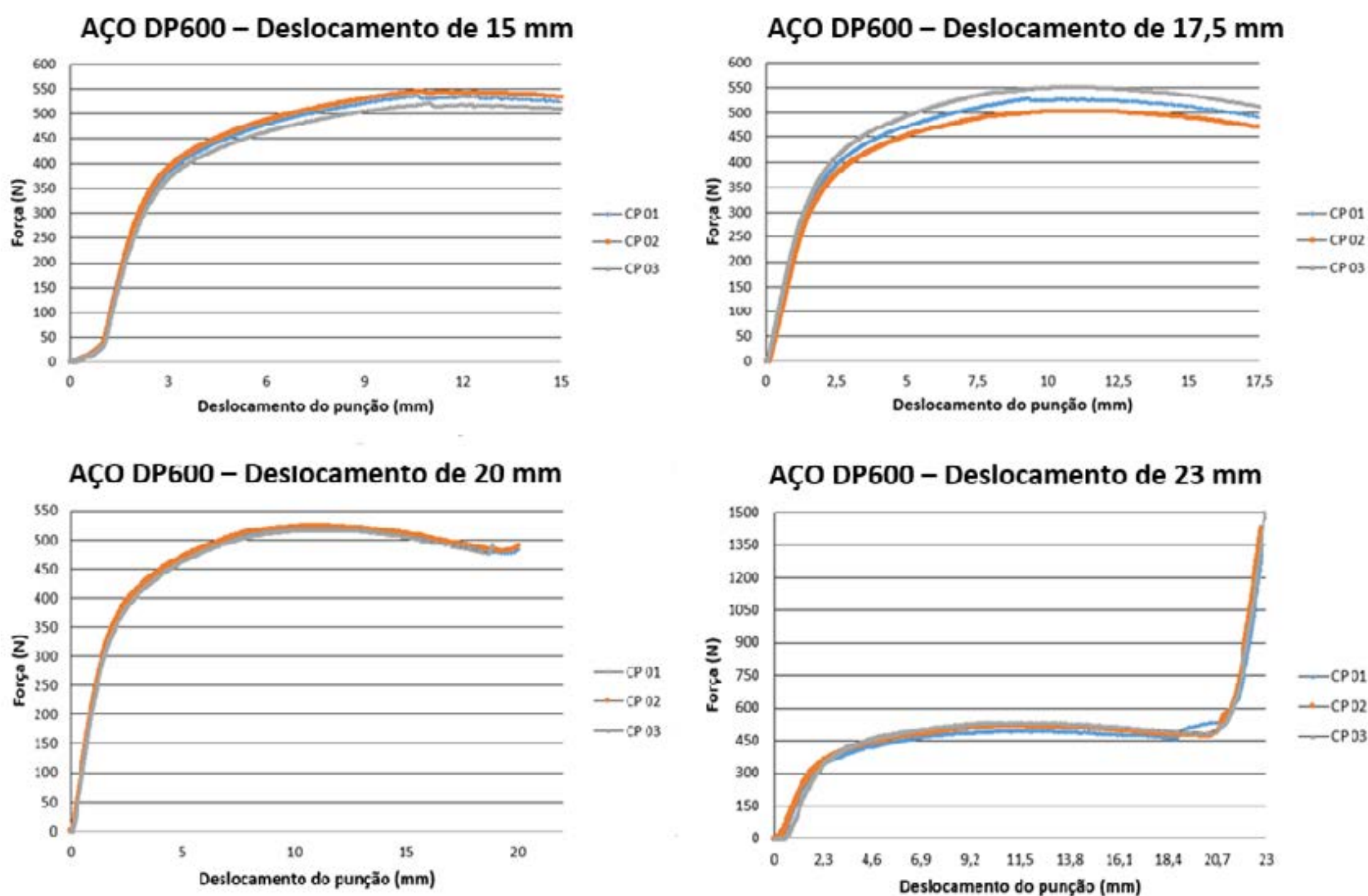
As superfícies das amostras foram atacadas com o reagente Nital, com concentração de 3%, durante, aproximadamente, 10 segundos, ao passo que, ao final do tempo de aplicação do reagente, esses materiais foram neutralizados com álcool etílico. Destaca-se que, antes de encaminhá-las ao microscópio óptico, as amostras foram secadas com um secador de cabelo convencional.

Sendo assim, findadas as etapas de preparação das superfícies das amostras de raios de dobra, foram observadas as suas respectivas microestruturas através de microscópio óptico, com ampliação máxima de 80 vezes do tamanho real. Por intermédio da câmera acoplada ao microscópio, foram fotografadas as microestruturas de cada raio de dobra, correlacionando-as com cada tipo de dobramento empregado.

### 3.RESULTADOS

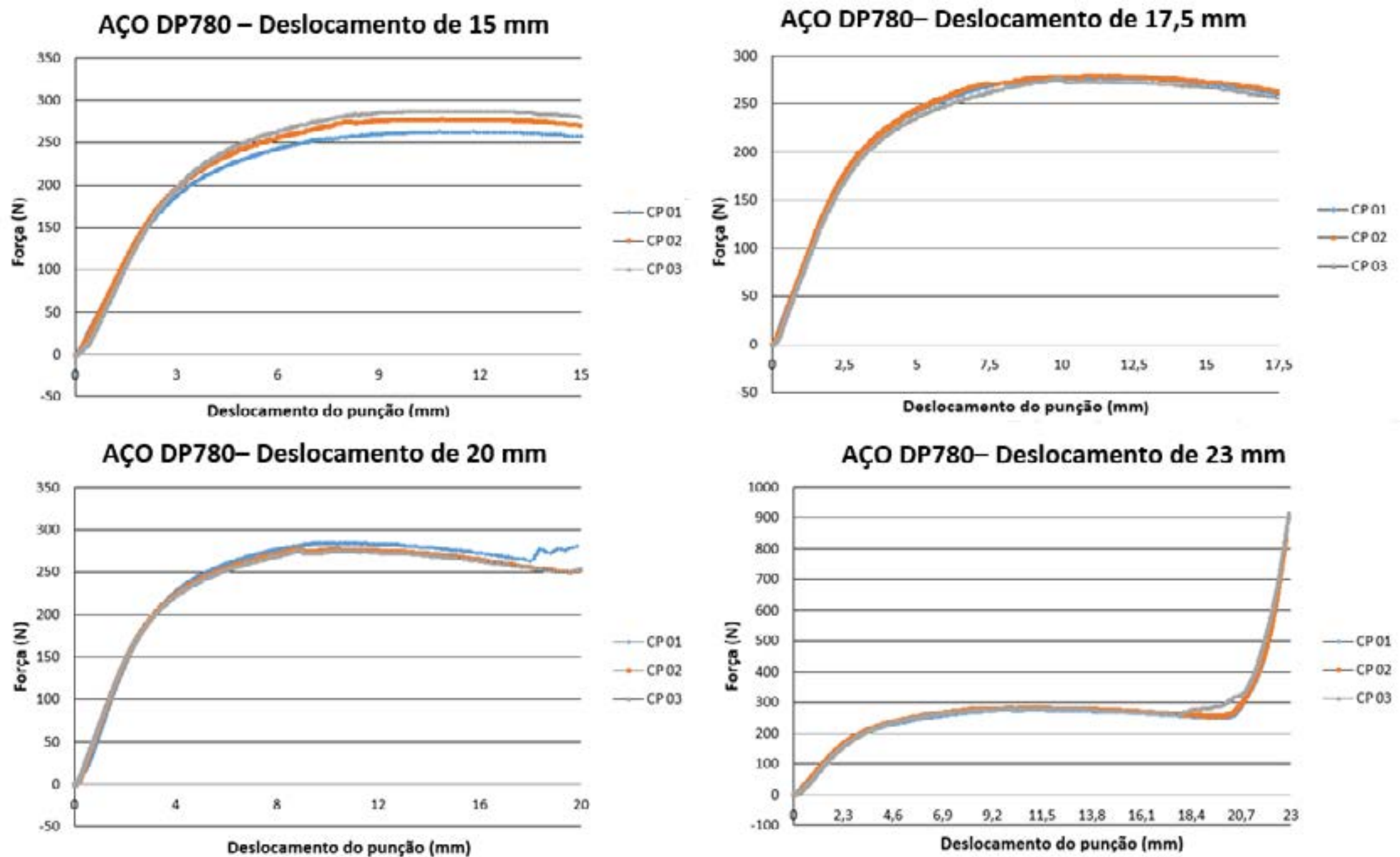
#### 3.1. Força de Dobra

Conforme pode ser averiguado pelas figuras 9 e 10, são representadas as forças de dobra para cada processo executado, em função do deslocamento do punção. Destaca-se que esses dados foram coletados pelo software da Emic (Tesc 3.04) e, posteriormente, inseridos no MS Excel para representação gráfica .



**Figura 9:** Força de dobra efetiva para cada processo de dobramento empregado para DP600.

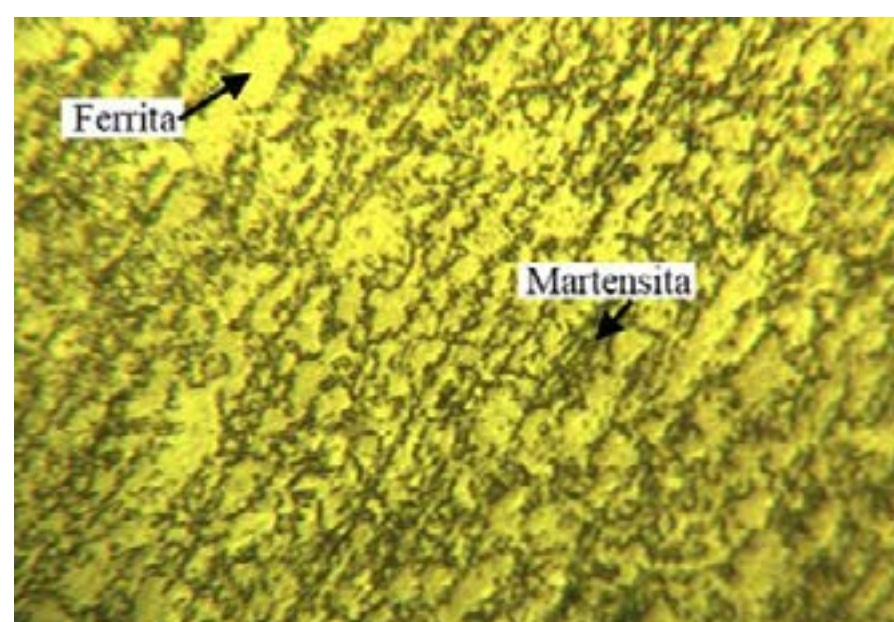




**Figura 10:** Força de dobra efetiva para cada processo de dobramento empregado para DP780.

### 3.2. Análise microestrutural

Embora a ampliação do microscópio óptico estivesse limitada a 80 vezes, viabilizou-se a identificação da matriz ferrítica e das ilhas de martensita, constantes da microestrutura do aço DP600, assim como previa a literatura dos aços Dual Phase. De acordo com a figura 11, a matriz ferrítica (região clara) encontrava-se na forma poligonal, disposta ao redor das ilhas de martensita (região escura). Além disso, nota-se que, conforme característica do aço DP600, a matriz ferrítica encontra-se em proporção superior às ilhas martensíticas, ao passo que, dada a limitação do microscópio óptico, não foi viável identificar o contorno de grão das fases do material e, conseqüentemente, o seu respectivo tamanho.

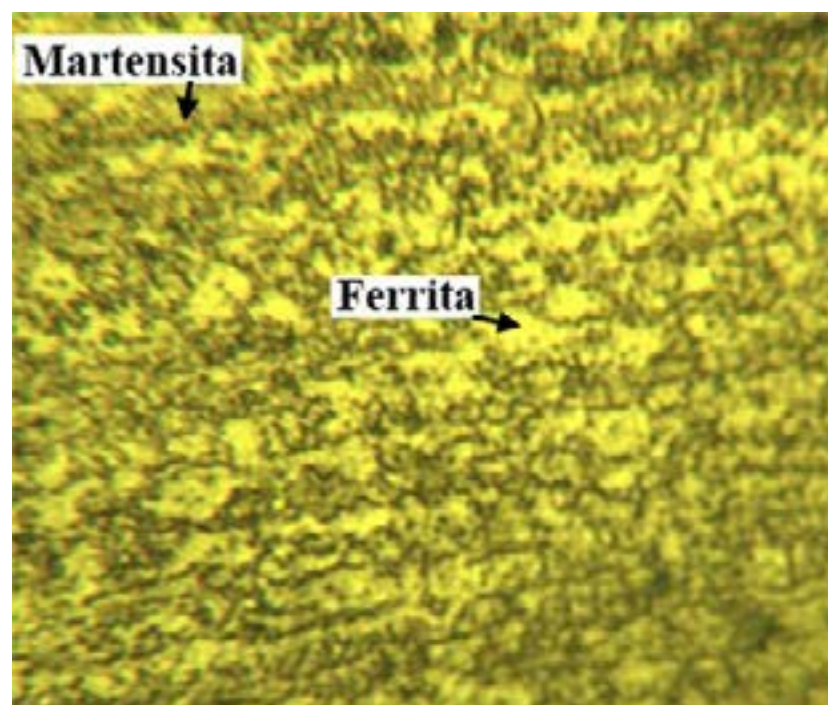


**Figura 11:** Microscopia óptica DP600 (80 X) – Sem a realização de quaisquer dobramentos.

No entanto, percebe-se que os grãos de ferrita, ou matriz ferrítica, e de martensita dispõem-se de acordo com a orientação de laminação, não apresentando, porém, uma homogeneidade quanto ao tamanho de grão dessas regiões. Nota-se que a região ferrítica se encontra sob a forma de polígonos não regulares, enquanto a fase martensítica encontra-se desfragmentada, distribuída em finas regiões sob a matriz ferrítica.

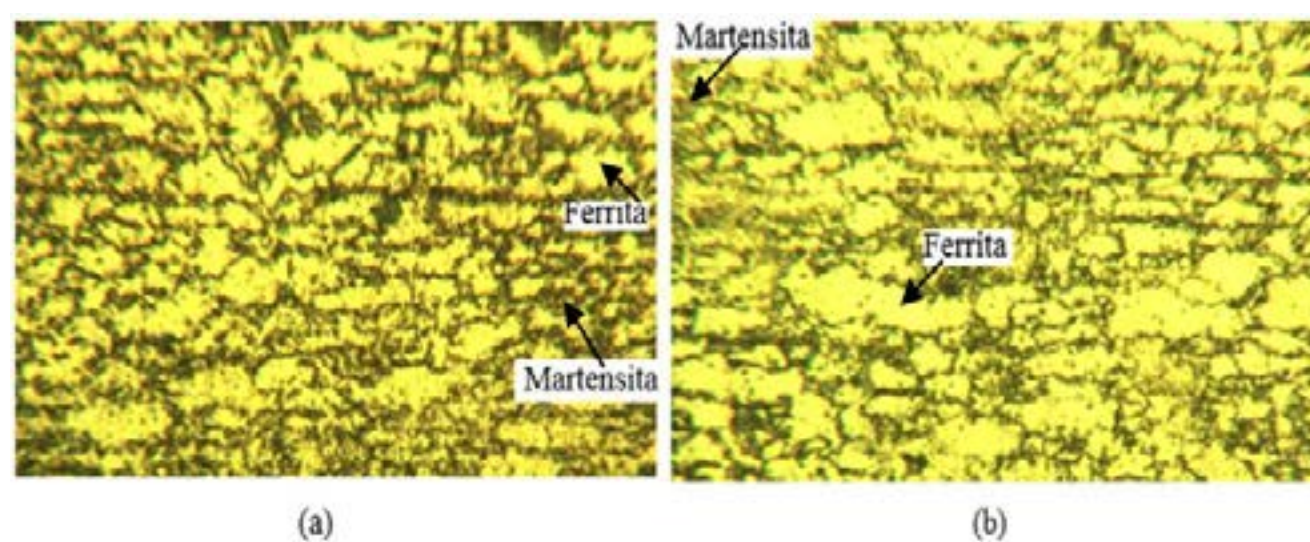
Foram realizados os ensaios metalográficos para as tiras de aço DP780, nas quais, por sua vez, não foram empregados quaisquer processos de conformação. De acordo com a figura 12, percebe-se que, quando comparada ao DP600, a microestrutura do aço DP780 apresenta maior proporção da fase martensítica (região escura), dispersa, de forma equânime, na matriz ferrítica (região clara), conferindo-lhe, assim, maior resistência mecânica.



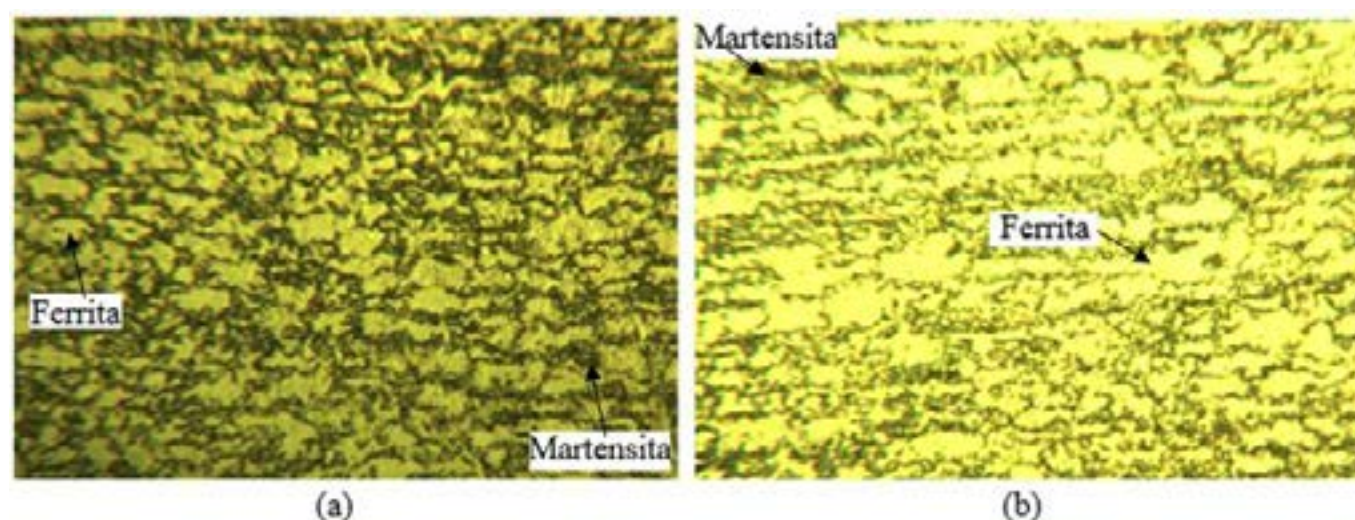


**Figura 12:** Microscopia óptica DP780 – Sem a realização de quaisquer dobramentos.

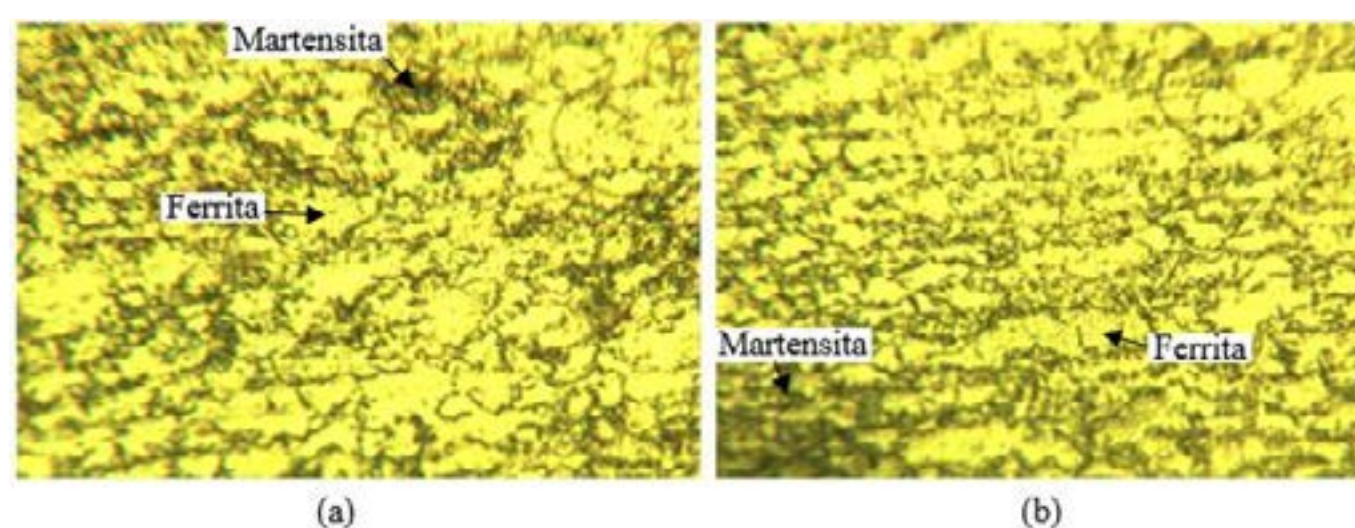
Selecionou-se um corpo de prova de cada processo para analisar a microestrutura do aço DP600. Não obstante, quando da análise metalográfica, o raio de dobra foi observado de duas formas: na região próxima ao raio interno (zona de compressão) e na região próxima do raio externo (zona de tração), cujos resultados são demonstrados pelas figuras 13, 14, 15 e 16.



**Figura 13:** Microscopia óptica DP600 (80 X) - Deslocamento= 15 mm, zonas de compressão (a) e de tração (b).

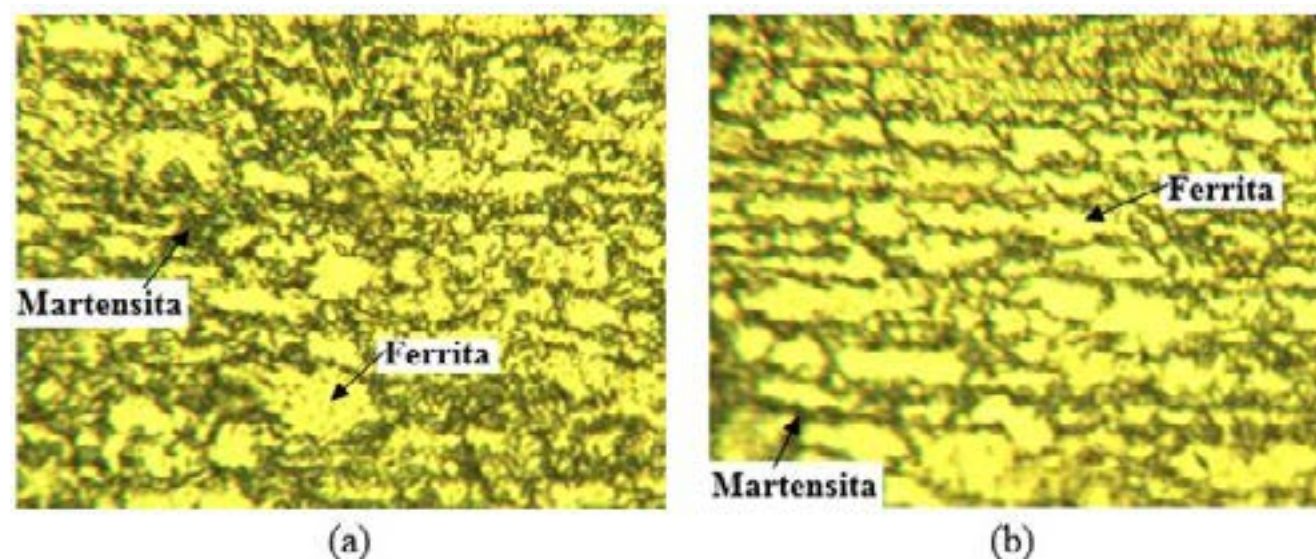


**Figura 14:** Microscopia óptica DP600 (80 X) - Deslocamento= 17,5 mm, zonas de compressão (a) e de tração (b).



**Figura 15:** Microscopia óptica DP600 (80 X) - Deslocamento= 20 mm, zonas de compressão (a) e de tração (b).

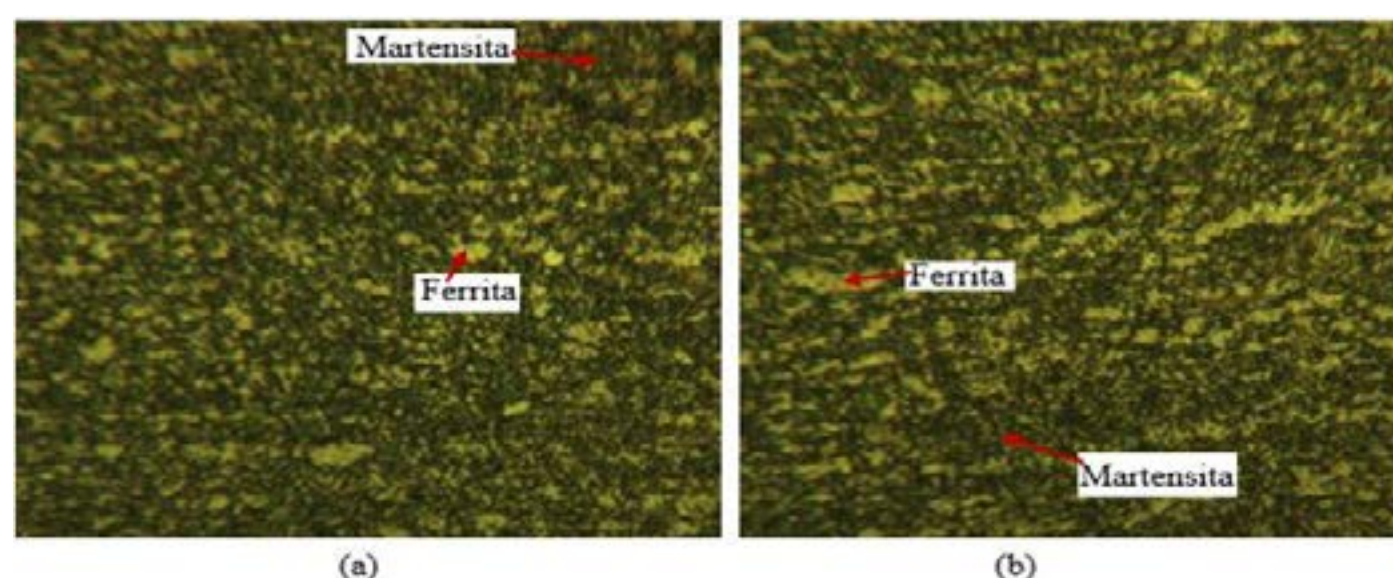




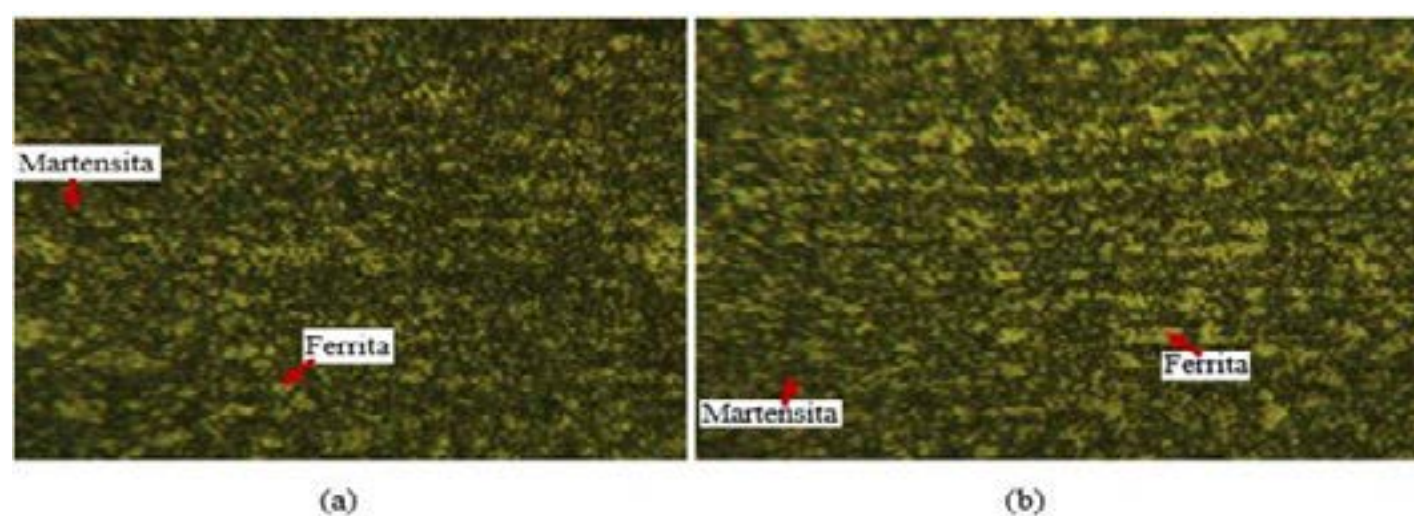
**Figura 16:** Microscopia óptica DP600 (80 X) - Deslocamento= 23 mm, zonas de compressão (a) e de tração (b).

Nota-se que, para as amostras de DP600, a região do material compreendida pela zona de tração modificou-se de maneira superior à zona de compressão, uma vez que, em função do carregamento trativo, os grãos de ferrita e martensita foram alongados demasiadamente. Na região comprimida, nota-se que a martensita foi compactada, apresentando-se sob a forma de ilhas mais robustas. No entanto, tal fenômeno ocorreu, inclusive, com a ferrita, a qual, por sua vez, se transformou em glóbulos, cuja disposição na microestrutura do material encontrava-se em consonância com a orientação do carregamento compressivo aplicado à face da seção transversal do raio. Todavia, percebe-se que as transformações dessas fases foram intensificadas à medida em que aumentava o deslocamento vertical do punção, aumentando, assim, a sua percepção através do microscópio óptico.

Selecionou-se um corpo de prova de cada processo para analisar a microestrutura das amostras de DP780, cujos resultados metalográficos podem vistos pelas figuras 17, 18, 19 e 20.

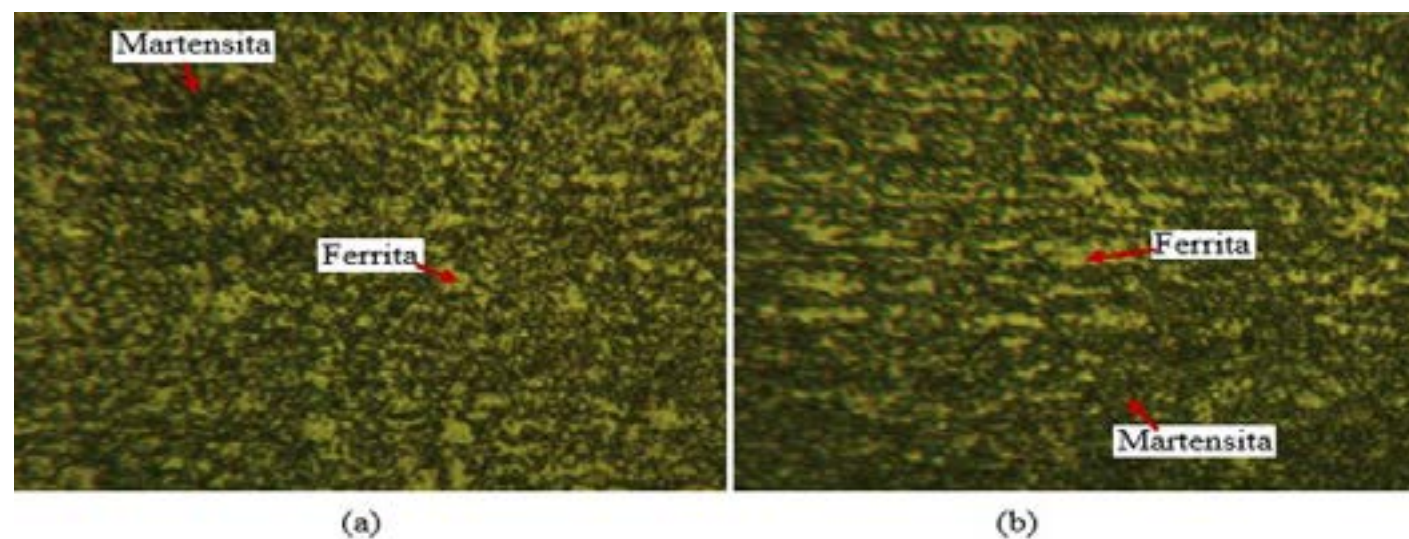


**Figura 17:** Microscopia óptica DP780 (80 X) - Deslocamento= 15 mm, zonas de compressão (a) e de tração (b).

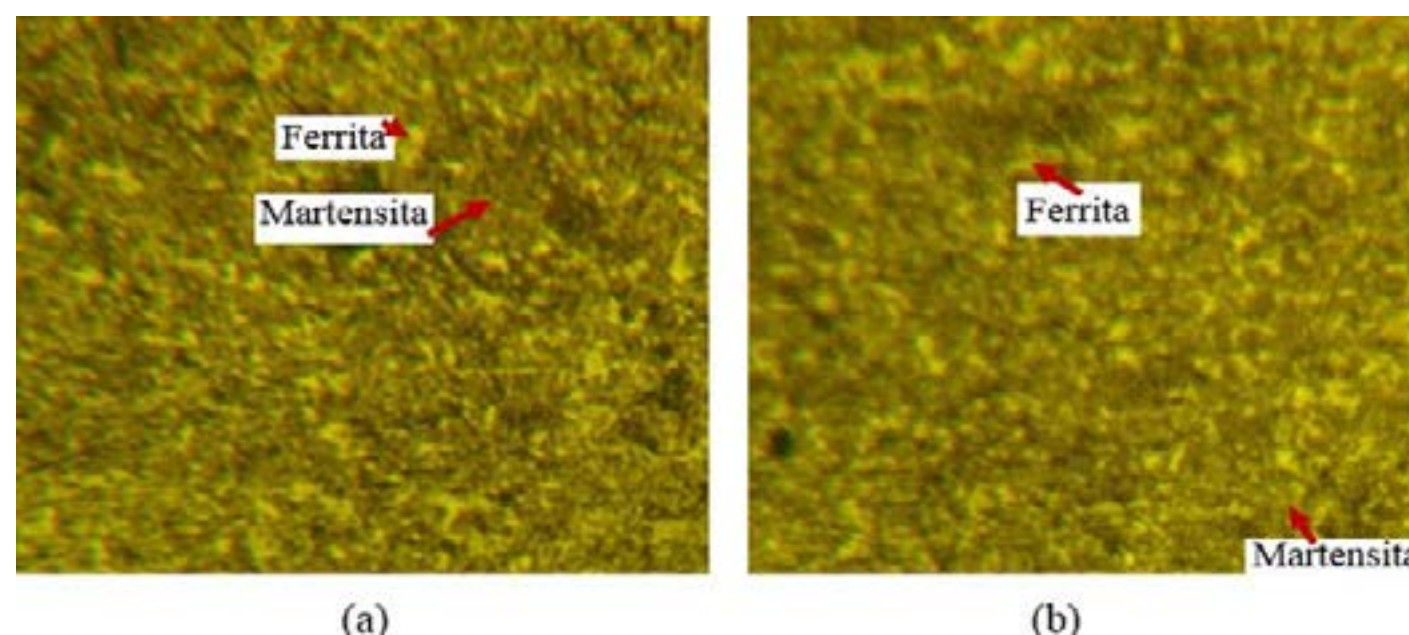


**Figura 18:** Microscopia óptica DP780 (80 X) - Deslocamento= 17,5 mm, zonas de compressão (a) e de tração (b).





**Figura 19:** Microscopia óptica DP780 (80 X) - Deslocamento= 20 mm, zonas de compressão (a) e de tração (b).



**Figura 20:** Microscopia óptica DP780 (80 X) - Deslocamento= 23 mm, zonas de compressão (a) e de tração (b).

As fases martensita (região escura) e ferrita (região clara) foram alongadas significativamente na região trativa do raio de dobra, e, em contrapartida, compactadas na zona de compressão, assumindo o formato de glóbulos. É perceptível que as alterações dessas fases foram exacerbadas na zona trativa, zona em que se desenvolve maiores tensões e, concomitantemente, maiores deformações.

À medida em que o deslocamento vertical do punção aumentava, era notória a maximização das alterações acometidas à microestrutura do aço DP780, sobretudo na região tracionada. Entretanto, quando analisada a microestrutura do aço no quarto processo de dobramento, ou seja, quando o punção se desloca, verticalmente, 23 mm para baixo, a região ferrítica se confunde com a fase martensítica, tornando-se quase imperceptíveis, em virtude da redução do tamanho de grão dessas fases. Nesse processo, o raio de dobra assume o menor valor de raio dentre os processos, atrelado a uma pequena espessura da chapa, fazendo com que a redução do tamanho de grão dessas fases está atrelada à redução abrupta do raio e, conseqüentemente, do excesso de deformação concentrada, culminado, assim, no encruamento do material.

#### 4. CONCLUSÃO

Quanto à força de dobra promovida durante os ensaios, percebe-se que, durante os deslocamentos do punção de 15, 17,5 e 20 mm, para os aços DP600 e DP780, a força de dobra manteve-se, consideravelmente, constante, ao passo que, quando se direcionando à posição de 23 mm, a força cresceu-se demasiadamente.

Por sua vez, no tocante às análises metalográficas, foram identificadas as duas fases constantes da microestrutura dos aços DP600 e DP780: martensita e ferrita, motivo pelo qual são chamados, inclusive, de aços bifásicos, ou Dual Phase, assim como corrobora a literatura. Averiguou-se que, à medida em que se aumentava o avanço do punção, mais intensificadas eram as transformações dessas fases, sobretudo na região trativa. Nesse aspecto, a região trativa concentra maiores tensões e, conseqüentemente, maiores deformações, o que permite justificar a intensidade das alterações microestruturais nessa região, sobretudo quando analisadas as amostras metálicas relativas ao quarto processo de dobramento.



## Referências

- [1] MARTINS, S. C. S.. Análise da microestrutura e do comportamento mecânico de aços bifásicos das classes de resistência de 600 MPa e de 1000 MPa revenidos e deformados plasticamente. 2015. 143 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.
- [2] LAJARIN, S. F.; MARCONDES, P. V. P.. Influência dos parâmetros de processo e de ferramenta na ocorrência do retorno elástico. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 7., 2013, Curitiba. Anais eletrônicos. Itatiaia: Abcm, 2013.
- [3] FERREIRA, R. A. S.. Conformação plástica: fundamentos metalúrgicos e mecânicos I / prefácio de Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira. - 2. ed. Recife: Ed. Universitária da UFPE, 2010.
- [4] SANTOS, R. A. dos. Influência da força pós dobra e da geometria da ferramenta no retorno elástico em processos de dobramento de aços de alta resistência. 2013. 114 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2013.
- [5] MORO, N. ; AURAS, A. P.. Processos de Fabricação: Conformação mecânica II – Extrusão, Trefilação e Conformação de Chapas. Apostila Curso Técnico de Mecânica Industrial. 2006. Centro Federal de educação.
- [6] FREES, M. V. da S.. Avaliações sobre o processo de dobramento de aço NBR 6656 LNE 380. 2017. 99 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017.
- [7] CHEMIN FILHO, R. A.. Estudo da fratura de aços de nova geração DP600 através da variação de pressão no prensa-chapas. 2011. 148 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.
- [8] CAETANO, R. A.. Avaliação da Conformabilidade do Aço Transformation Induced Plasticity (TRIP780) Eletro galvanizado e Dual Phase (DP780) Galvanizado Por Imersão a Quente. 2015. 102 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.
- [9] FARIA NETO, A. dos R. de. Aços avançados de alta resistência: avaliação da microestrutura e propriedades dos aços DP 600 e DP 780. 2015. 68 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", Guaratinguetá, 2015.

# ANALYSIS OF MICROSTRUCTURES ALTERATIONS OF HIGH RESISTANCE STEELS IN V-BENDING PROCESS

## Abstract

The two-phase steels, or Dual Phase, emerge because of a growing demand from the automobile industry to produce safer, more economical and therefore less polluting vehicles, requiring, on the other hand, an improvement in conformability. To achieve these goals, Dual Phase steels consolidate antagonistic characteristics, motivated by high mechanical resistance, coming from the martensitic phase, together with ductility, originating from the ferritic matrix. When subjected to mechanical forming processes, more specifically, in the bending process, two-phase steels develop deformations in the tractive and compressive regions of the bending radius, which, by virtue of their intensities, promote alterations to the martensitic structure and ferritic structure phases, constant in the microstructure of these materials. In this aspect, this work aims to analyze the influence of the bending parameters, more precisely, the effect of the displacement of the punch and the bending force on the propagation of the microstructural changes in the high strength steel strip. Thus, four types of bending tests were performed in die "V", which differed according to the displacements made by the punch, thus using metallic strips from the DP600 and DP780 steels. Thus, the development of the bending force and the changes to the martensitic structure and ferritic structure phases of these steels were analyzed during the execution of the four bending processes, in order to compare with the results predicted in the literature and, if given some prediction in the results, to validate them for the processes performed as well as for the

materials employed. For these two steels, it was noticed that, from 10 and up to 20 mm of displacement, the force applied by the punch had a tendency to decrease, which was foreseen by formulation. However, once the 23 mm position was taken, the force was added abruptly, motivated by the contact with the bottom of the die opening. As regards the metallographic analyses performed, it was observed, as the literature predicted, the existence of the two constant phases of the microstructure of these steels: martensite and ferrite. Thus, it was realized that, for steels of greater resistance, the concentration of the martensitic phase is greater. In addition, it was observed that, in the tractive region of the bending radius, the martensite and ferrite grains were elongated, while in the compressed region, the grains of these phases took the shape of blood cells. However, these changes were accentuated in the traction zone, especially with the greater displacement assumed by the punch and, concomitantly, the greater load applied.

**KEY WORDS:** Two-phase steels. Dual Phase. Bending plates. Metallographic analysis. Microstructure.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## METALLURGY OF THE LOW-TEMPERATURE PLASMA CARBURIZED MARTENSITIC STAINLESS STEEL

S. F. Brunatto <sup>(1)</sup>

R. P. Cardoso <sup>(2)</sup>

C. J. Scheuer <sup>(3)</sup>

### ABSTRACT

**This work presents an overview on thermodynamics and metallurgical aspects of the martensitic stainless steel low-temperature plasma carburizing. For this purpose, to illustrate practical examples on the present subject, the AISI 420 martensitic stainless steel was chosen as the typical material of this steel class. So, in this work a short introduction on the surface processing of metallic substrates via low-temperature plasma carburizing is presented. In sequence, a picture on the bases of the physical metallurgy of the martensite and its carbon alloying during the surface treatment is considered. Finally, results of the martensite structure and microstructure obtained through the low-temperature plasma carburizing of the referred steel are shown, aiming to discuss the effects of the carbon alloying on the characteristics and properties of its treated surfaces. By this mean the authors intend to present the state-of-art of the martensitic stainless steel metallurgy when low-temperature carburized.**

**Key words — Low-temperature plasma carburizing, AISI 420 martensitic stainless steel, Metallurgy of low-temperature carburized surfaces.**

### 1. INTRODUCTION

Iron, carbon and chromium are the main components present in martensitic stainless steels [1,2]. By this way, the knowledge as a whole of the Fe-Cr-C ternary system for equilibrium conditions as well as the respective isothermal transformation (IT) and continuous cooling transformation (CCT) diagrams for specific steel is imperative when working with this class of steels. Thermodynamics and kinetics data met in such diagrams give strong support to the prediction of equilibrium and non-equilibrium phases to be obtained in the steel microstructure depending on the treatment conditions. In present case, it is particularly important, since different transformations on the steel martensitic matrix are prompt to occur during the low-temperature carburizing treatment. It is to be kept in mind that, in such steels, the martensite phase is previously obtained from austenite via the steel hardening treatment [3]. The use of microstructures different from the martensite matrix makes no sense in

<sup>(1)</sup> Prof. Dr. Eng. Mec.; Universidade Federal do Paraná (UFPR), PR, Brasil, brunatto@ufpr.br

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Eng. Mec.; Universidade Federal do Paraná (UFPR), Brasil

<sup>(3)</sup> Prof. Dr. Eng. Mec.; Universidade Federal de Santa Maria (UFSM), Brasil

martensitic stainless steels. It means that the surface treatment is usually carried out in the martensite phase. In addition, as the martensite is characteristically a metastable phase, if it is not previously tempered, its tempering will also occur during the low-temperature carburizing. Finally, since the low-temperature carburizing is carried out in paraequilibrium [4,5], its influence on the carburizing process is to be considered. In practice, at paraequilibrium the substitutional components can be considered frozen due to low processing temperatures whereas interstitial solutes are relatively mobile. So, high-stability alloying elements carbides like Cr-based ones should not precipitate in the steel matrix for such treatment conditions. In addition, the presence of Cr in high contents in the steel composition tends to strongly enhance the C-solubility in the martensite phase. As a direct consequence of this, C-expanded martensite phase can be formed, as confirmed by results of previous works [6-8], leading to significant strengthening of the treated surface. Before presenting the main metallurgical aspects of the surface strengthening of low-temperature plasma carburized AISI 420 martensitic stainless steel (MSS), which constitutes the objective of this work, a brief introduction on the surface processing of metallic substrates via low-temperature plasma carburizing is also presented here.

## 2. PROCESSING PARAMETERS IN LOW-TEMPERATURE PLASMA CARBURIZING

As observed in [9], the adequate choice of treatment parameters in direct current (DC) low-temperature plasma carburizing (LTPC) can lead to interesting results for the surface processing of martensitic stainless steels. In a DC square waveform pulsed power supply system, the pulse voltage and the duty cycle are the main electrical discharge parameters. This is due to the fact that the energy of both the ions bombarding the part surface and the produced secondary electrons entering the glow region of the plasma is directly related to the cathode potential fall [10], when the part to be treated acts as cathode. Thus, the higher the voltage the higher is the plasma ionization, influencing the part heating and the sputtering effects at the treating surface. In this case, a higher plasma density as well as reactivity can also be expected, exerting significant influence to the atomic-carbon density at the LTPC treatment atmosphere. A similar result is verified by extending the duty cycle, since roughly, it represents the fraction of time on which the cathode is exposed to the plasma species bombardment. In other words, the duty cycle allows controlling the plasma reactivity, sputtering rate and the part temperature, thus the intensity of all physical (heating and sputtering) and chemical (reactivity) plasma-surface interactions in the LTPC [9]. Finally, other important treatment parameters are the gas flow rate, mixture and pressure. In LTPC, it is usual the use of 3 Torr pressure and applied voltages varying on the 0.4-1 kV range. This is particularly important for electron-neutral ionization inelastic collisions, remembering that the total ionization cross-section tends to grow as the electron energy is increased up to 1 keV [10]. In addition, the present treatment is usually carried out using Ar+H<sub>2</sub>+CH<sub>4</sub> gas mixtures. Inelastic collisions are responsible by dissociating hydrocarbon molecules and producing atomic carbon to the plasma. Carbon active species also play important role in LTPC process of stainless steels, since carbon is also a strong oxide-reductor component. So, dissociated hydrogen as well as atomic carbon, associated with high-energy argon ions and neutrals impinging upon the surface, can act to destabilize the stable chromium oxide layer present in such steels, making easier the surface carbon alloying. Finally, the right choice of the gas flow rate, which is responsible by renovating the plasma species, allied to the use of adequate gas mixture, can minimize or even avoid soot formation on the treated surface [11].

## 3. THE MARTENSITE IN LOW-TEMPERATURE PLASMA CARBURIZED AISI 420 MARTENSITIC STAINLESS STEEL

It is very well established in literature the dependence of the martensite morphology on the Zener ordering, thus on the C content supersaturating the martensite phase. Hereafter, results of important structural changes from a predominantly lath-type to increasingly amounts of plate-type martensite, occurring during LTPC of the AISI 420 MSS in as-hardened condition are shown, as previously presented in [8].

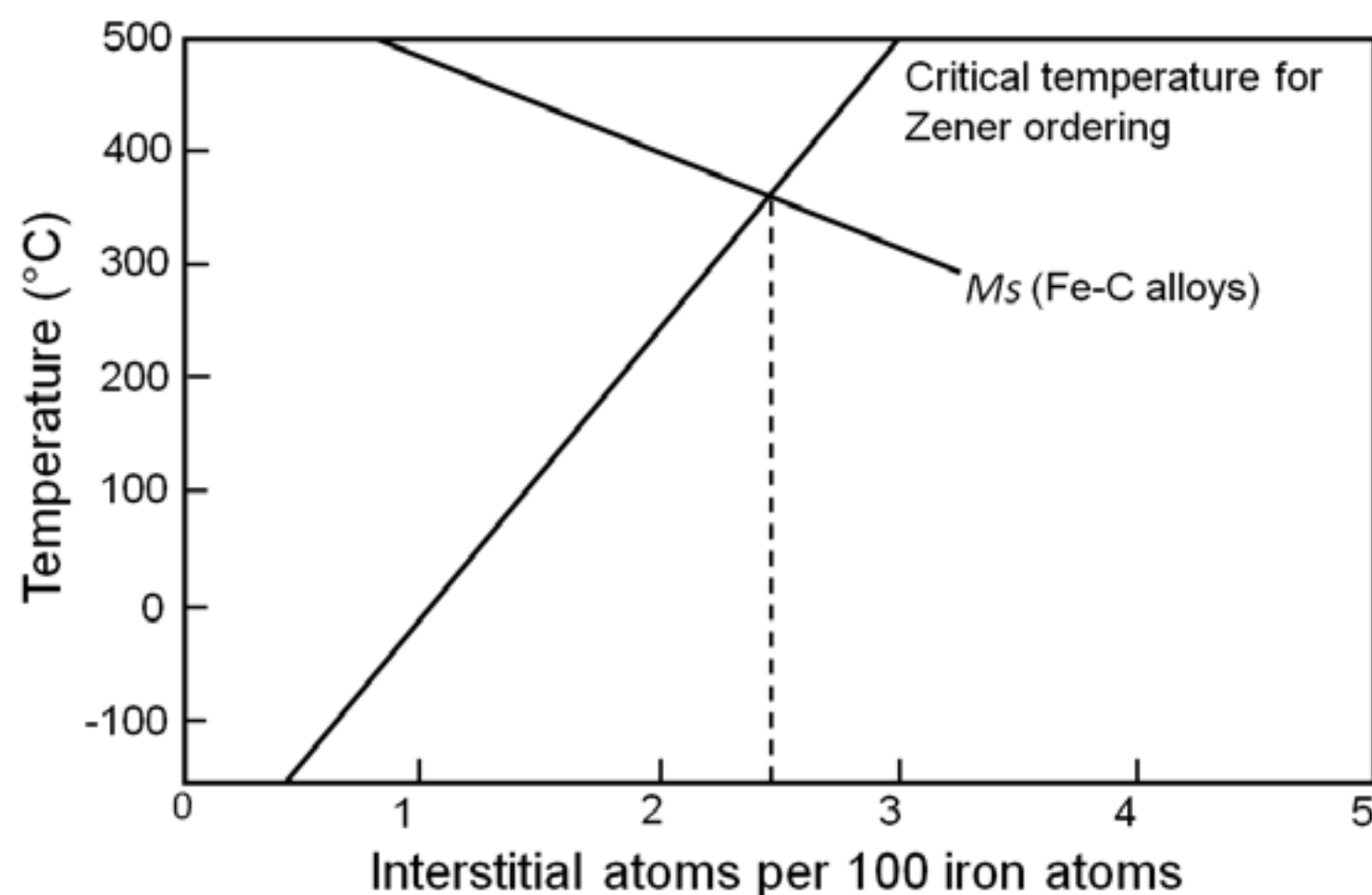
### 3.1. Morphology, Zener Ordering, Crystallography and Carbon Solubility

As known, the dominant morphology of martensite in low C-content steels (up to 0.6 wt.% C) is the lath-type. The plate-type is predominant in high-C steels (containing more than 0.6 wt.% C) and



both the martensite morphology types occur for medium-C steels [12,13]. In high alloy steels such as 13 wt.% Cr MSS lath-type martensite is the dominant morphology, according to [14]. The steel used in the present work is practically equal in composition to that of the ref. [14] example (both presented 0.31 wt.% C and similar Cr content), thus being in agreement with the AISI 420 MSS standard that predicts minimum 0.15 wt. % C content.

Figure 1 shows the variation of  $M_s$  temperature and the critical temperature ( $cT$ ) for Zener ordering with interstitial C content for Fe-C alloys (Adapted from [15]), which correlates the transition from lath (also termed low-carbon, cubic, *bcc*, disordered structure and/or massive) to plate (also termed high-carbon, tetragonal, *bct*, ordered structure and/or acicular) martensite, as functions of its C content.



**Figure 1:** Variation of  $M_s$  temperature and the critical temperature for Zener ordering with interstitial C content for Fe-C alloys (After W. S. Owen, E. A. Wilson, and T. Bell, as loc. cit. in [14], Adapted from [15]).

For the ordered structure the C atoms occupy the octahedral interstices of the ferrite lattice such that all the expanded  $\langle 001 \rangle \alpha'$  directions are parallel, forming a tetragonal structure, whereas it becomes cubic (disordered structure) if interstitial atoms occupy randomly all three sets of octahedral interstices in the three possible  $\langle 001 \rangle \alpha'$  directions [15]. As presented in [8], Zener showed that, with no applied stress, there is a  $cT$  at which the order parameter changes abruptly. In other words, there is an interstitial C content at which  $M_s$  and  $cT$  are equal; at higher interstitial C concentrations the  $\langle 001 \rangle$  distortions are ordered because  $M_s$  is below  $cT$  and the tetragonal structure is formed, but at lower concentrations the disordered cubic structure forms; and the lath-to-plate transition concentration at which  $M_s = cT$  is about 2.5 at.% C at  $\sim 350$  °C.

In classical studies for high-C martensites, Kurdjumov (1976) was the first to propose that the change by the preferential distribution (ordering) of C atoms, from *bcc* (presenting lattice parameter  $a$ , only) to *bct* (presenting parameters  $a$  and  $c$ ) with tetragonal ratio  $c/a > 1$ , takes place through short-term diffusion of C atoms soon after the austenite to martensite transformation favoring the lowest lattice strain energy [16]. So, it is not surprising that the C atoms ordering would occur in the martensite phase. Naturally this point is crucial for the present work, since C atoms are introduced in the martensite phase through the AISI 420 MSS surface during the *LTPC*, leading to transition concentration values in which  $M_s$  is below  $cT$  and promoting the martensite transformation by Zener ordering.

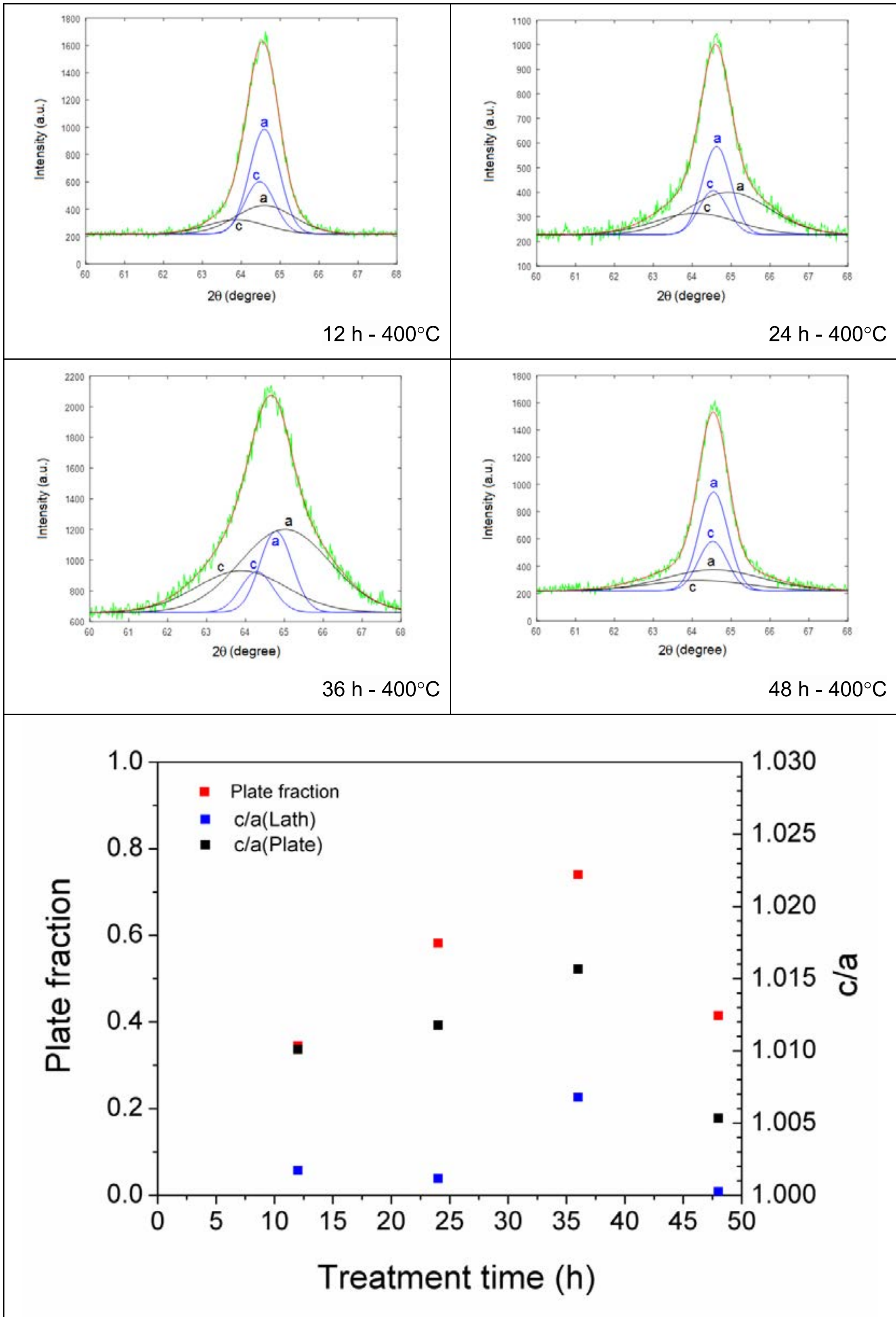
Results of the aforementioned transformation were obtained for as-hardened (non-tempered) AISI 420 MSS samples plasma carburized at 350, 400, 450, and 500 °C, for 12 h treatment time and at 400 °C for treatment times of 12, 24, 36, and 48 h, using the same experimental apparatus and parameters described in [8, 17]. The determination of the phases in the treated layers was carried out by X-ray diffractometry (XRD), using a Shimadzu XDR7000 X-ray diffractometer with a  $\text{CuK}\alpha$  radiation X-ray tube in Bragg-Brentano configuration. XRD patterns were carefully analyzed using a multiple

Gaussian peak-fitting method, as explained in [18]. The effect of cell distortion on the pattern, regarding the *bcc* (with “*a*” lattice parameter) and *bct* (with “*a*” and “*c*” cell parameters) structure, can be performed comparing the plane reflections (110), (200), (211), (220), (310) and (222) of the cubic structure with the planes reflections of the tetragonal structure (101, 110), (002, 200), (112, 211), (202, 220), (103, 301 and 310), and (222) respectively, in accordance with [19]. Considering the martensite crystallographic interplanar spacings and lattice parameters, the XRD analysis cannot be straightforward, since the peaks indicated in treated surface patterns are broadened and do not have a well-defined position. This is due to the obtainment of C-expanded martensite phase in treated surfaces, as results presented in [8]. Moreover, for the highest temperature treatment condition (500 °C), peaks of different phases (mainly carbides) can appear near the position of the martensite peaks, so a very careful analysis must be performed. At the high treatment temperature of 500 °C, carbon-expanded martensite decomposes completely (see Fig. 5 ahead). Applying the method developed in [18], a reliable analysis was performed for (200)/(020)/(002) martensite planes at the peak near the  $2\theta$  angle of 64.5°. According to the method proposed by [18], when the steel presents a randomly oriented mixture of lath and plate martensite, the XRD pattern peak near the 64.5° can be fitted considering two types of martensite, each one with a different degree of tetragonality. For this XRD peak, each martensite type will present two peaks, one related to the “*c*” lattice parameter, at lower angles, and other, with twice the intensity of the former, related to the “*a*” lattice parameter, at higher angle. The referred intensity ratio (twice) is related to the fact that only two of the (200)/(020)/(002) tetragonal martensite planes are equivalent, in the present case. In figure 2 and 3 this method was applied; the blue peaks represent the lath martensite (less tetragonal, tending to the cubic structure) and the black peaks represent the plate martensite (clearly tetragonal). The degree of tetragonality is related to the martensite carbon content, whereas the areas of the peaks of each martensite type are proportional to its volume fraction. The plate martensite volume fraction and the obtained degree of tetragonality (*c/a* ratio) for both the martensite types (lath and plate) are presented in graphics at the bottom of the figure 2 and 3, for each studied treatment condition. In this case, XRD patterns for  $2\theta$  angle varying on the 60-68° range were acquired in a period of at least 3 h. It is worth to be mentioned that for the cases of low-intensity peaks, the scanning time was 9 h. The results seem to be very reliable for all treatments performed at 350, 400 (here including the treatment times of 12, 24, 36, and 48 h), and 450 °C. For treatments performed at 500 °C, precipitation of carbides made the fitting procedure unreliable. Results also indicate increasing plate-martensite volume fractions of 0.35 (35%), 0.58 (58%), 0.74 (74%) to surfaces treated for 12, 24 and 36 h, and 0.27 (27%), 0.35 (35%) and 0.63 (63%) to surfaces treated at 350, 400, 450 °C, respectively. A decrease on the plate-martensite volume fraction to 0.42 (42%) was verified for the surface treated for 48 h when compared to that obtained for 36 h. This is due to the precipitation of chromium carbides verified for the longest treatment time surface, which leads the martensite matrix carbon content to be reduced. Such results confirm that there is a direct correlation between the estimated plate martensite volume fraction and the different martensite morphologies observed in cross-section microstructures, by comparing the martensite aspect next the outer carburized surface with that of the non-chemically altered substrate bulk in a same sample, as shown in Fig. 4(a, b), for samples treated at 350 and 400 °C, respectively (adapted from [8]). To finish, the results shown here have received strong support by a work recently published, in which the characteristics of the carbon-expanded  $\alpha$  ( $\alpha_c$ ) phase layers obtained via low-temperature carburizing of AISI 431 martensitic stainless steel (with 0.16 wt.% C, 16 wt.% Cr and 2 wt.% Ni, on average) were determined using experimental and first-principles calculation methods [20]. In that work, the crystalline cell of carbon-expanded  $\alpha$  phase was built and described as the nominal molecular formula of  $\text{Fe}_{13}\text{Cr}_3\text{C}_x$  ( $x = 0, 2, 4, 6$ ), in which the carbon atoms incline to locate in the octahedral interstice structure. After lattice optimization,  $\text{Fe}_{13}\text{Cr}_3$  and  $\text{Fe}_3\text{Cr}_3\text{C}_6$  presented *bcc* structure, while  $\text{Fe}_{13}\text{Cr}_3\text{C}_2$  and  $\text{Fe}_{13}\text{Cr}_3\text{C}_4$  were transformed into *bct* structure. Finally, the authors speculate that the highest hardness for specimen presenting 15 GPa hardness should mainly contain the  $\alpha_c$  phase with carbon content between 11.11 and 20 at.% [20].

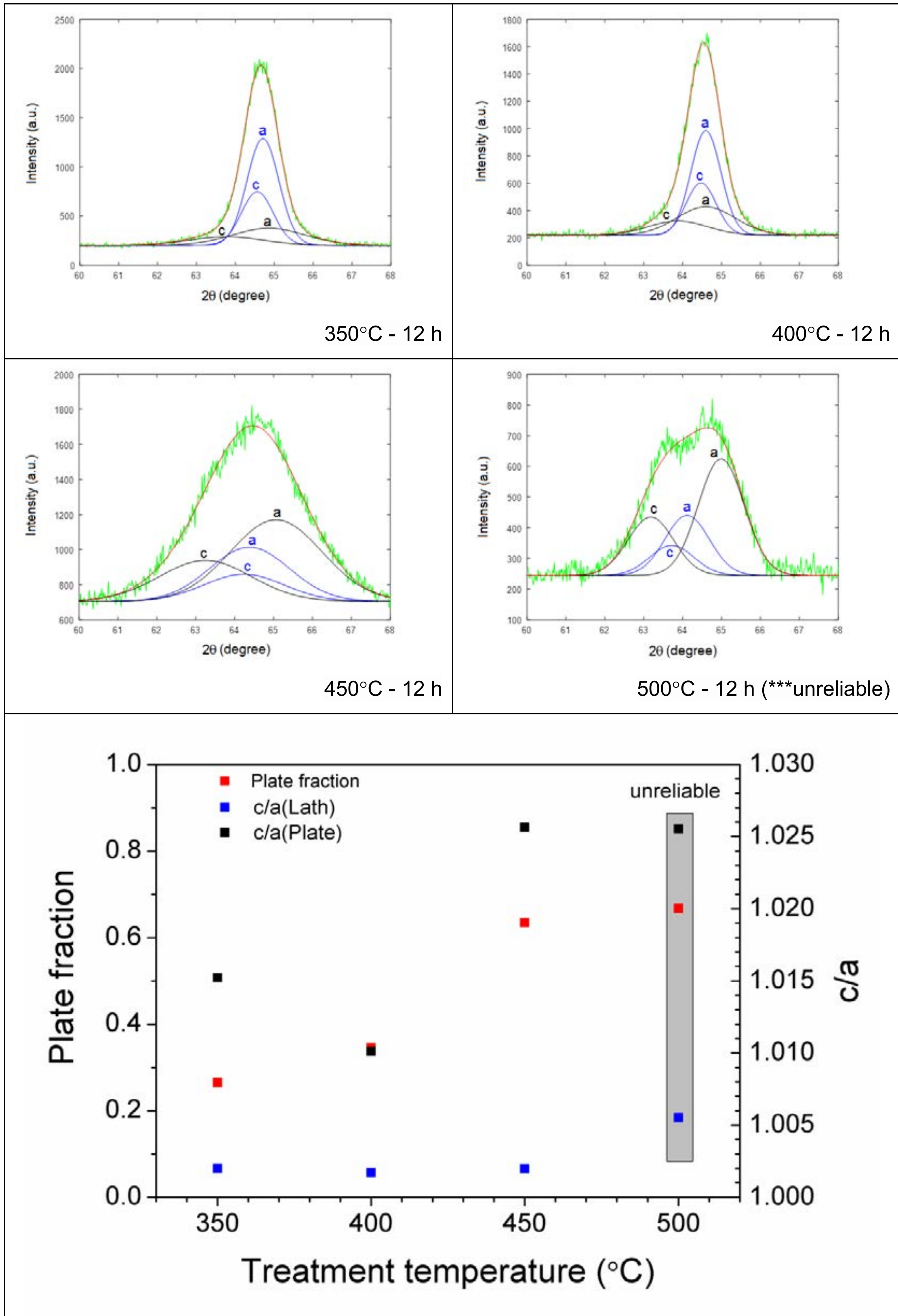
### 3.2. Diffusion kinetics of the interstitial carbon atom

As observed in [17], the kinetics of the layer growth in *LTPC* depends on processing temperature and time. In that work, it was concluded that the low-temperature carburizing is a diffusion controlled process, being the estimated activation energy for the outer (constituted of C-expanded martensite





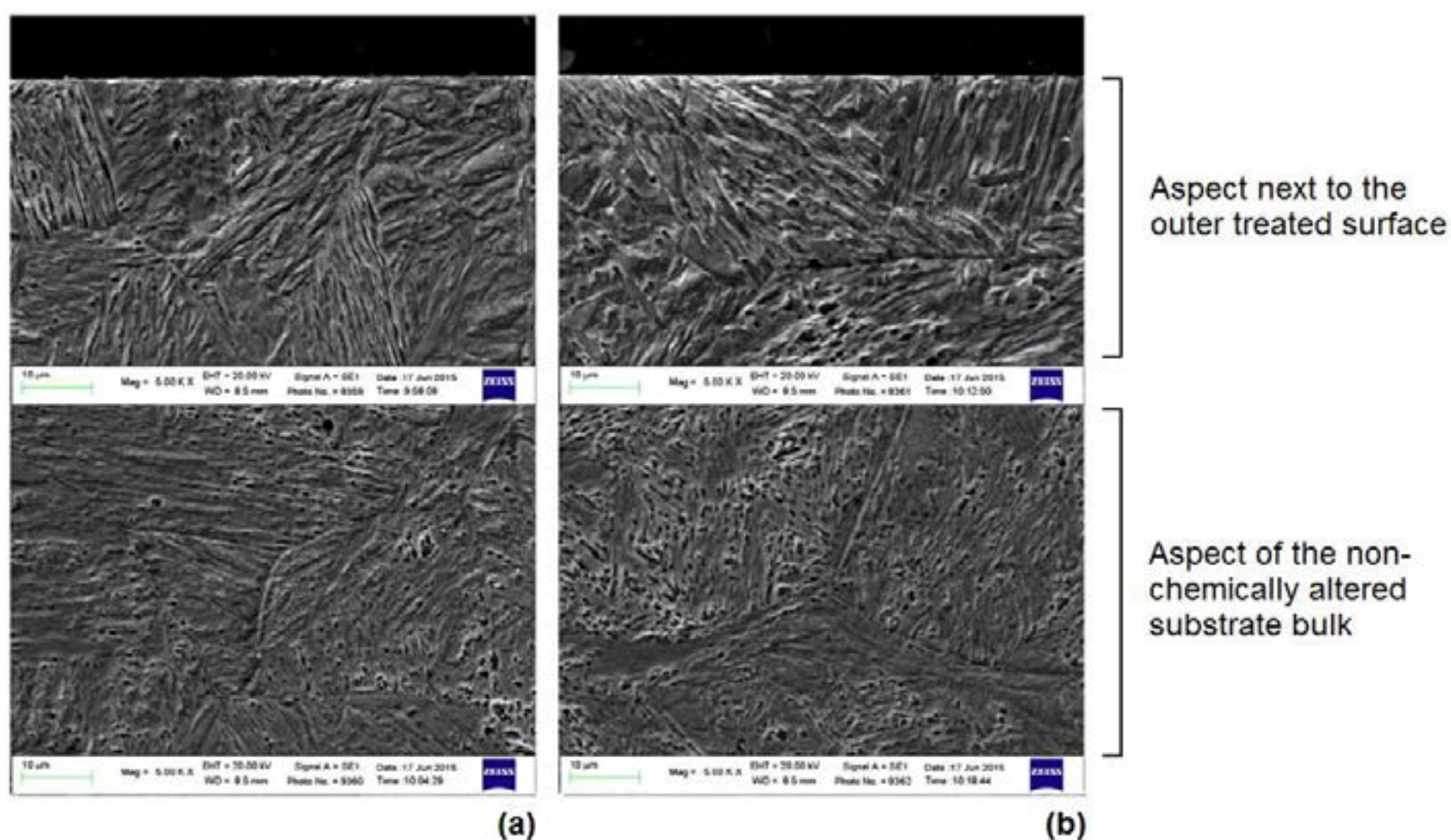
**Figure 2:** XRD spectra for 60-68°  $2\theta$  angle range showing (200)/(020)/(002) martensite planes for the peak near 64.5°, applying the multiple Gaussian peak-fitting method from [18]. It is also shown the tetragonal ratio  $c/a$  for each martensite type and the plate-martensite volume fraction estimated for surfaces treated at 400 °C.



**Figure 3:** XRD spectra for the 60-68°  $2\theta$  angle range showing (200)/(020)/(002)-plane martensite peaks near 65°, applying the multiple Gaussian peak-fitting method from [18] and the tetragonal ratio  $c/a$  for each martensite type and the plate-martensite volume fraction estimated for surfaces treated at 350, 400, 450, and 500 °C.



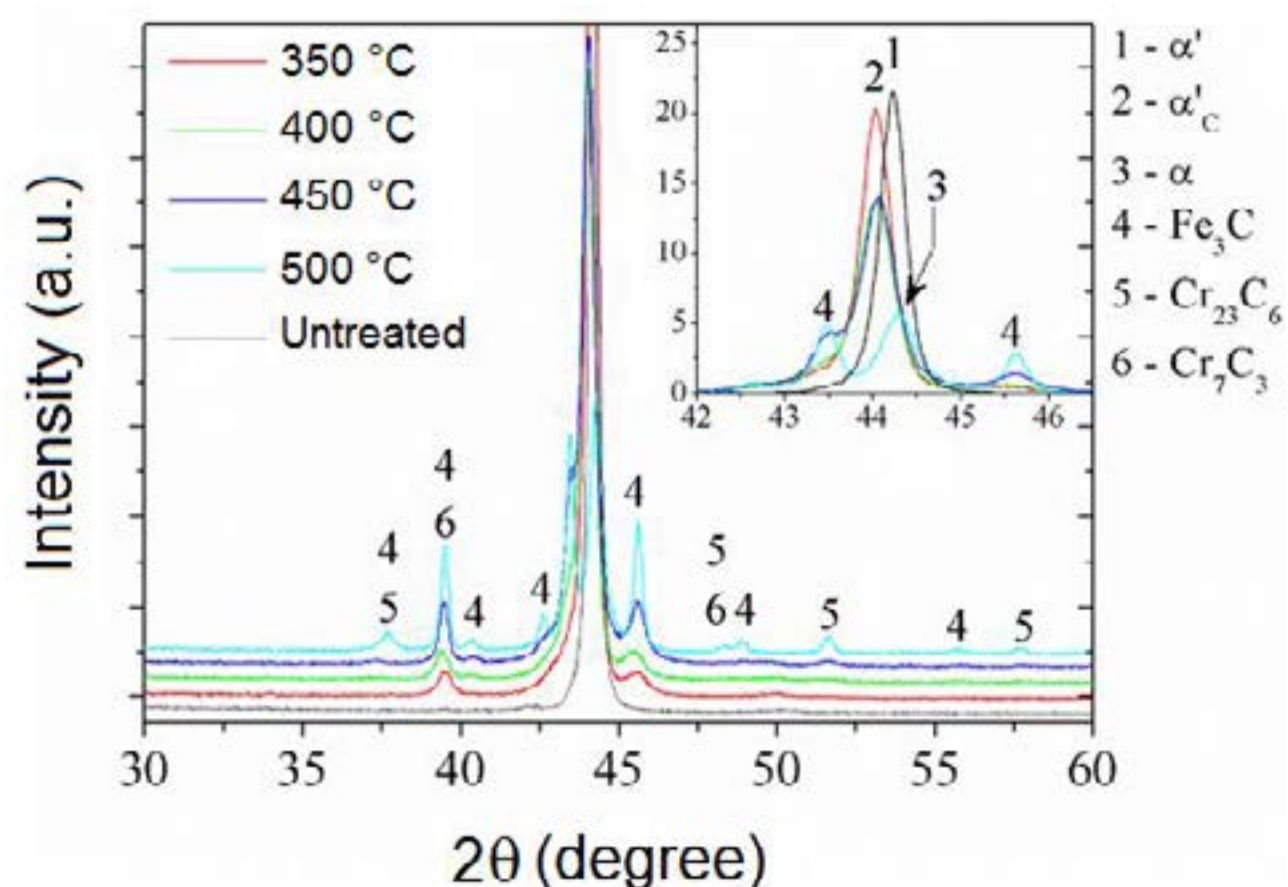
and cementite) and diffusion (presenting decreasing dissolved C content) layer growth equal to 29 and 85 kJ mol<sup>-1</sup>, respectively.



**Figure 4:** Comparison of the martensite aspect next to the outer carburized surface with that of the non-chemically altered substrate bulk in a same sample treated at: a) 350; and b) 400 °C (adapted from [8]).

### 3.3. The C-expanded martensite and the proposed transformation mechanism

Figure 5 shows XRD patterns results confirming the obtainment of C-expanded martensite in surfaces treated at the different studied temperatures. In this case, the (110) ferrite/martensite peak position occurring for 44.28° is changed to smaller 2θ angles as the interstitial C increasingly enriches the initial cubic (lath-type) martensite, present in as-hardened AISI 420 MSS samples, leading to increasing amounts of tetragonal (plate-like) martensite, as the treatment temperature is increased on the 350-450 °C range. In this case, a strain-induced transformation mechanism would be proposed to explain the results shown in present work.



**Figure 5:** XRD patterns results of the surfaces treated at the different studied temperatures.

This assertion is supported by results showing a new martensitic transformation route from *bcc* ferrite to *bct* martensite by severe deformation of a pearlitic steel at room temperature, which does not include the traditional route of steel quenching [21]. It can also be stated that the plate (acicular) martensite platelets are greater in size than those of the lath (massive) martensite, as expected, and the observed coarsening in Fig. 4 strongly remember such morphology change. Considering that the



carburizing treatments occurred at paraequilibrium, expect for the studied conditions at 500 °C and 48 h, the observed morphology changes would in fact occur by a strain-induced transformation caused by an increment of the C content of the martensite solid solution favoring Zener ordering and resulting in increasingly compressive residual stresses at the treated surfaces, as the *LTPC* is carried out, as determined and confirmed in [8]. To conclude, significant advances on the understanding of the *MSS LTPC* metallurgy were achieved in the present work, but, since it is a relatively recent topic, several studies are yet necessary to improve the knowledge of the metallurgy of this important surface treatment in martensitic stainless steels.

## ACKNOWLEDGMENT

Thanks are due to CNPq, CAPES (Finance Code 001), LORXI-UFPR by the use of XRD equipment, CNPq-UNIVERSAL 482380/2012-8, MCTI/CNPq/CT-AQUAVIÁRIO 456347/2013-5 and Fundação Araucária do Estado do Paraná (PRONEX-NESAP).

## REFERENCES

- [1] Lippold, J.C.; Kotecki, D.J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. New Jersey: John Wiley & Sons Inc., 2005.
- [2] Folkhard, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Vienna: Springer-Verlag, 1988.
- [3] Thelning, K-E. *Steel and its Heat Treatment*. London: Butterworth & Co., 1984.
- [4] Wu, D.; Kahn, H.; Michal, G.M.; Ernst, F.; Heuer, A.H. *Ferromagnetism in interstitially hardened austenitic stainless steel induced by low-temperature gas-phase nitriding*. *Scripta Materialia*, 2011,65, 1089-1092.
- [5] Za, A.; Dalton, J.C.; Wang, D.; Ernst, F.; Heuer, A.H. *The formation of martensitic austenite during nitridation of martensitic and duplex stainless steels*. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, 48, 1-6.
- [6] Scheuer, C.J.; Cardoso, R.P.; Mafra M.; Brunatto, S.F. *AISI 420 martensitic stainless steel low-temperature plasma assisted carburizing kinetics*. *Surface & Coatings Technology*, 2013, 214, 30-37.
- [7] Baniasadi F.; Bahmannezhad B.; Nikpoor N.; Asgari S. *Thermal stability investigation of expanded martensite*. *Surface and Coatings Technology*, 2016, 300, 87-94.
- [8] Brunatto, S.F.; Scheuer, C.J.; Boromei, I.; Martini, C.; Ceschini, L.; Cardoso, R.P. *Martensite coarsening in low-temperature plasma carburizing*. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 350, 161-171.
- [9] Brunatto, S.F.; Cardoso, R.P.; Scheuer, C.J. *Martensitic Stainless Steel: Direct Current Low-Temperature Plasma Carburizing*. In *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*. New York: Taylor and Francis, 2016, 2153-2168.
- [10] Chapman, B. *Glow Discharge Processes*. New York: John Wiley & Sons inc., 1980.
- [11] Scheuer, C.J.; Cardoso, R.P.; Zanetti, F.I.; Amaral, T.; Brunatto, S.F. *Low-temperature plasma carburizing of AISI 420 martensitic stainless steel: Influence of gas mixture and gas flow rate*. *Surface and Coatings Technology*, 2012, 206, 5085–5090.
- [12] Krauss, G. *Martensite in steel: strength and structure*. *Mater. Sci. Eng.*, 1999, A 273–275, 40–57.
- [13] K.-E. Thelning, *Steels and its Heat Treatment*, second ed., Butterworth & Co., England, 1984.
- [14] Bonagani, S.K.; Bathula, V.; Kain, V. *Influence of tempering treatment on microstructure and pitting corrosion of 13 wt.% Cr martensitic stainless steel*, 2018, *Corros. Sci.*,131, 340-354.
- [15] Bell, T. *Martensitic and massive transformations in ferrous alloys*. In: Petty, E.R. (Ed.). *Martensite Fundamentals and Technology*, London: Longman, 1970.
- [16] Kurdjumov, G.V. *Martensitic crystal-lattice, mechanism of austenite-martensite transformation and behaviour of carbon-atoms in martensite*. *Metall. Trans.*, 1976, 7A, 999–1011.
- [17] Scheuer, C.J.; Cardoso, R.P.; Mafra, M.; Brunatto, S.F. *AISI 420 martensitic stainless steel low-temperature plasma assisted carburizing kinetics*, *Surf. Coat. Technol.*, 2013, 214, 30–37.
- [18] Luo, Q. *A new XRD method to quantify plate and lath martensites of hardened medium-carbon steel*. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25, 2170–2179.
- [19] Cullity, B.D.; Stock, S.R. *Elements of X-Ray Diffraction*. Massachusetts: Addison-Wesley Publishing Company Inc., 1956.
- [20] Liu, R.L.; Yan, F.; Wei, C.Y.; Yan, M.F. *Characteristics of carbon-expanded  $\alpha$  phase layer on AISI 431 stainless steel using experimental and fist-principles calculation methods*. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 375, 66-73.
- [21] Djaziri, S.; Li, Y.; Nematollahi, G.A.; Grabowski, B.; Goto, S.; Kirchlechner, C.; Kostka, A.; Doyle, S.; Neugebauer, J.; Raabe, D.; Dehm G. *Deformation-induced martensite: a new paradigm for exceptional steels*. *Adv. Mater.*, 2016, 28, 7753-7757.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Effects of Temperature on the Properties of DIN 18MnCrSiMo6-4 Steel Plasma-Nitrided with Gas Mixture Composed by 76% Nitrogen

### Efeitos da Temperatura sobre as Propriedades do Aço DIN 18MnCrSiMo6-4 Nitretado a Plasma com Mistura Gasosa Composta por 76% Nitrogênio

Rafael Luciano Dalcin <sup>(1)</sup>

Leonardo Fonseca de Oliveira <sup>(2)</sup>

Célia de Fraga Malfatti <sup>(3)</sup>

Juan Dong <sup>(4)</sup>

Alexandre da Silva Rocha <sup>(5)</sup>

---

#### ABSTRACT

The development of processes based on the use of continuous cooling bainitic steels can be an excellent alternative to replace the conventional steels, with a considerable reduction of energy consumption. Furthermore, it is estimated that the wear rate and the friction of the continuous cooling bainitic steels are insufficient for application in components mechanical with highly loaded, being necessary to improve the surface properties of these materials. Therefore, the objective of this research is to analyze the effects of temperature on the properties of DIN 18MnCrSiMo6-4 bainitic steel plasma-nitrided with a gas atmosphere composed of 76% N<sub>2</sub>. Therefore, treatments lasting 3 hours were conducted at the temperature of 400, 450, 500 and 550 °C. The characterization of the formed layers was evaluated by microhardness, X-ray diffraction, GDOES, and reciprocating sliding wear tests. The plasma nitriding contributes significantly to the increase of surface hardness, but the use of higher processing temperatures favored the extension of the depth layer. In situations investigated, it was possible to obtain a compound layer with the major presence of ε-Fe<sub>2-3</sub>N nitrides. The samples nitrided at a temperature of 550 °C showed lower wear among the investigated conditions.

**Keywords —** Continuous Cooling Bainitic Steel, Plasma Nitriding, X-Ray Diffraction, GDOES, Wear Resistance.

<sup>(1)</sup> PhD Student; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, rafael.dalcin@ufrgs.br

<sup>(2)</sup> PhD Student; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, leonardo.fonseca@ufrgs.br

<sup>(3)</sup> Profa. Dra; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, celia.malfatti@ufrgs.br

<sup>(4)</sup> Researcher; Institut für Werkstofforientierte Technologien, Germany, dong@iwt-bremen.de

<sup>(5)</sup> Prof. Dr.; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, alexandre.rocha@ufrgs.br

## RESUMO

O desenvolvimento de processos baseados na utilização de aços bainíticos de resfriamento contínuo pode ser uma excelente alternativa para substituir os aços convencionais, com considerável redução do consumo energético. Além disso, estima-se que a taxa de desgaste e o atrito dos aços bainíticos de resfriamento contínuo sejam insuficientes para aplicação em componentes com alta solicitação mecânica, sendo necessário aprimorar as propriedades da superfície destes materiais. Assim, o objetivo desta pesquisa é analisar os efeitos da temperatura sobre as propriedades do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 nitretado a plasma com atmosfera gasosa composta por 76% N<sub>2</sub>. Portanto, os tratamentos com duração de 3 horas foram conduzidos na temperatura de 400, 450, 500 e 550 °C. A caracterização das camadas formadas foi avaliada por microdureza, difração de raios-X, GDOES e ensaios de desgaste por deslizamento recíproco. A nitretação a plasma contribui significativamente para o aumento de dureza superficial, porém o uso de temperatura mais elevada de tratamento favoreceu a ampliação da profundidade de camada. Nas situações investigadas, foi possível obter camada de compostos com presença majoritária de nitretos  $\epsilon$ -Fe<sub>2,3</sub>N. As amostras nitretadas na temperatura de 550°C apresentaram menor desgaste entre as condições investigadas.

**Palavras-chave — Aços Bainíticos de Resfriamento Contínuo, Nitretação a Plasma, Difração de raios-X, GDOES, Resistência ao Desgaste.**

## 1. INTRODUCTION

It is estimated an increase from 7% in 2009 to 36% in 2020 in the proportion of high strength steels used in automotive components [1]. In this sense, the steel industry has been developing new steels with metallurgical properties and exclusive processing methods, which enable the automotive industry to meet safety, efficiency, emissions, manufacturing, durability, quality and relatively low-cost requirements [2-8]. Simultaneously, many groups around the world are conducting research on these new types of steel to better understand their applications [9] and shorten the processing route [10-12].

The new generation of bainitic steels formed during continuous cooling allows the formation of different bainitic morphologies (granular bainite, upper bainite, lower bainite, etc.) and may contain other phases such as retained austenite and ferrite [13-15]. Unlike the quenched and tempered steels, requiring subsequent heat treatment to obtain suitable properties for their applications, the continuously cooled bainitic-martensitic steels already exhibit high levels of strength and toughness after hot rolling or forging without the need for further heat treatment, presenting the potential to shorten its manufacturing cycle, reducing costs [14,16,17].

Modern continuous cooling bainitic steels provide new property profiles and enable the fabrication of complex components without the need for subsequent quenching and tempering. By the fact these materials have a good combination of mechanical strength and toughness, they are considered an excellent alternative for quenched and tempered martensitic steels [12,13,16,18-21]. Also, according to Lembke *et al.* [19], the surface hardness of bainitic steels after nitriding can be compared with that of quenched and tempered steels, making it attractive for many automotive components subjected to high dynamic loads, wear and corrosion [22-24].

The possibility of associating thermochemical treatments with the good structural quality of bainitic steels has aroused interest of several researchers [19,25,26], however, these treatments introduce changes in the microstructure of the steels in question, since they act as a cycle of heat treatment, due to the time these materials are kept at the temperatures used during processing, causing embrittlement of these materials [19,27]. Plasma nitriding for working at lower temperatures than traditional thermochemical processes is an efficient option to increase the surface hardness of mechanical components without impairing the properties of the material core [28-30]. Therefore, the purpose of this investigation is to verify the influence of temperature of the plasma nitriding treatment on the properties of DIN 18MnCrSiMo6-4 continuous cooling bainitic steel.



## 2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

### 2.1. Material

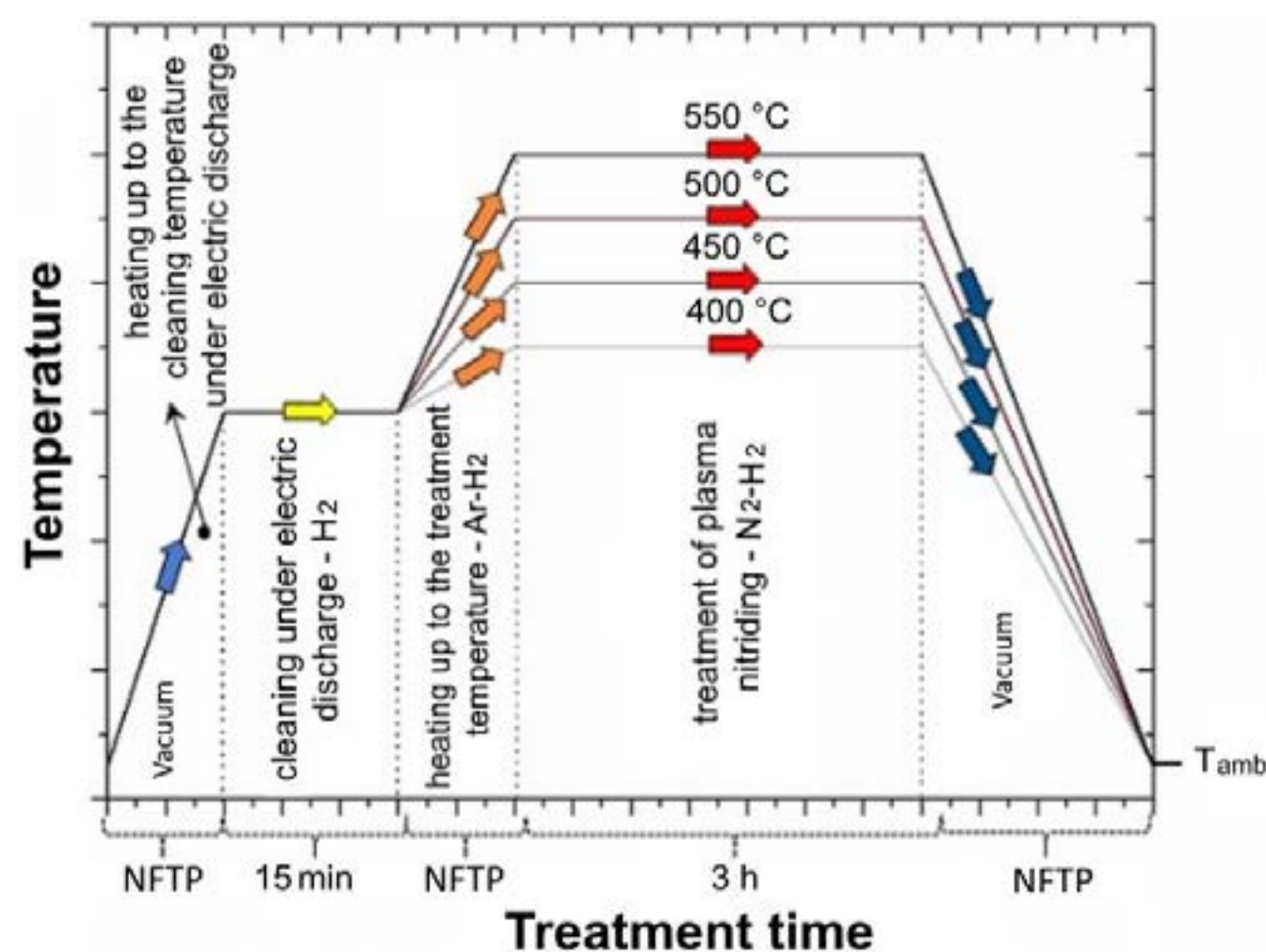
Hot rolled bars of DIN 18MnCrSiMo6-4 continuous cooling bainitic steel, with a diameter of 43.2 mm, were sectioned in flat face discs of 10 mm height. The percentage of chemical elements of the material is presented in [Table 1](#).

**Table 1:** Chemical composition of DIN 18MnCrSiMo6-4 continuous cooling bainitic steel.

Chemical elements (% mass)									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	
0.19	1.16	1.35	0.01	0.01	1.14	0.26	0.06	0.014	
Co	Cu	Nb	Mg	V	Ti	W	Sn	B	
<0.01	0.09	<0.001	–	<0.001	0.002	<0.01	0.007	0.0007	

### 2.2. Plasma Nitriding

Plasma nitriding treatments were conducted for 3 hours, at temperatures of 550, 500, 450 and 400 °C, respectively, [Figure 1](#). For all treatments was set pressure of 3 mbar and a gas mixture consisting of 76% gas N<sub>2</sub> + 24% gas H<sub>2</sub>, in volume. After plasma nitriding, the samples were slowly cooled in vacuum to room temperature.



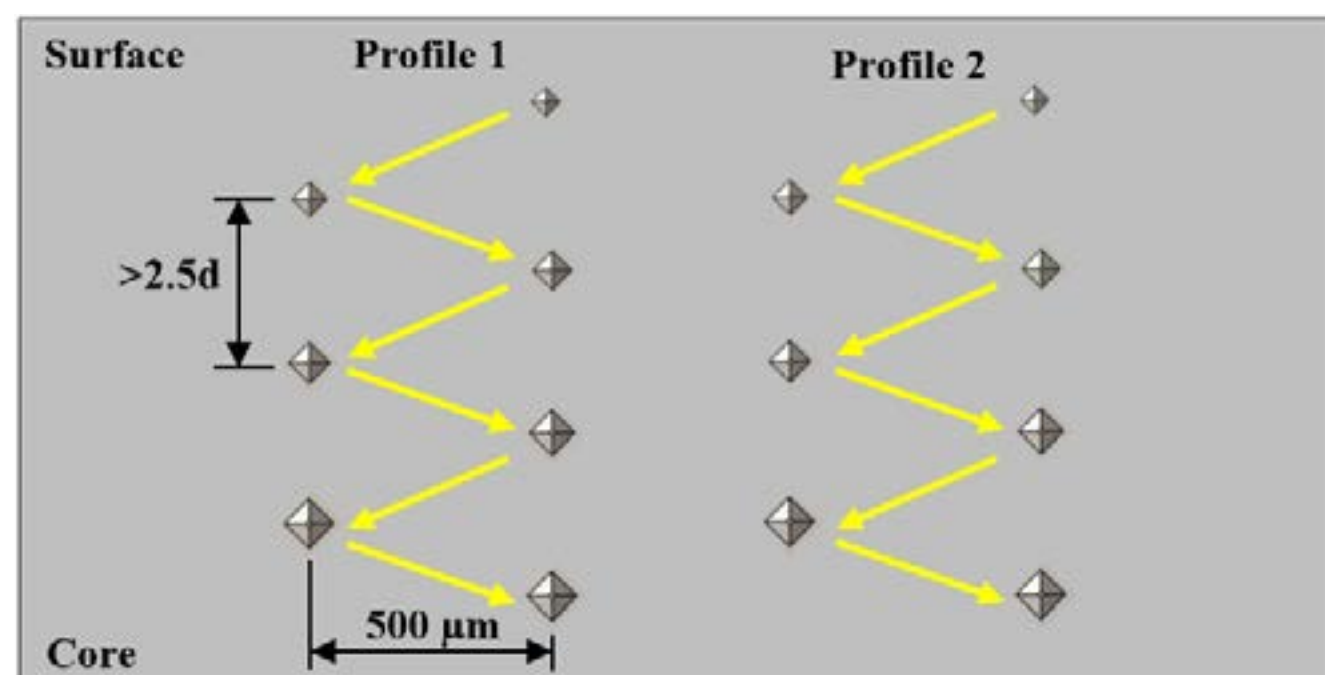
**Figure 1:** Illustration of the cycles used in plasma nitriding treatments. Where:  $T_{amb}$  = ambient temperature; NFPT = not fixed time period.

To ensure similar pre-treatment conditions between the substrates, the flat surfaces of the samples were prepared by gradual grinding, using wet emery papers of variable grain size from 80 to 1200 mesh, alternating the direction by 90° in each step of the grinding. Subsequently, samples were polished with 3 μm diamond paste. Before performing the plasma nitriding treatment, the samples were cleaned with cotton soaked in ethyl alcohol and acetone.

### 2.3. Microhardness Profiles

The microhardness profiles were constructed to verify the surface modifications after plasma nitriding, the effectiveness of this treatment in providing a compound layer and a diffusion zone of high hardness and with a gradual drop from the surface towards the core of the samples, as well as the penetration of nitrogen during surface treatment. In this context, five profiles of Vickers microhardness were constructed under the cross section of the nitrided samples, following the procedure presented in

Figure 2 to verify the hardness gradient developed in the surface zone affected by the plasma nitriding treatments.



**Figure 2:** Procedures used in the construction of Vickers microhardness profiles. Where:  $d$  = distance between the diagonals.

The Vickers microhardness indentations were performed in the *INSIZE ISH-TDV 1000* microhardness tester to verify the hardness gradients developed after plasma nitriding as well as surface microhardness. These analyses were performed following recommendations of the ASTM E384 standard [31]. The shape of the diagonals after removal of the diamond penetrator load after a time of 10 seconds, was measured manually by means of a microscope coupled to the microhardness tester.

#### 2.4. Chemical Composition Profile

The determination of the chemical composition profiles of the nitrided samples was performed using the Glow-Discharge Optical Emission Spectroscopy (GDOES) technique to determine the chemical concentration by the layer depth. The light scattering is conducted by the optical emission spectrometer. The light will intensify photoelectrically with photomultipliers. Absolute values of concentration of the relative intensities of the lines are obtained by the use of calibration standards. Spraying atoms from the sample in the incandescent discharge plasma cause an erosion process on its surface. The depth of erosion is related to the bombardment time. Thus, the amount of the elements with the depth can be obtained by a concentration analysis of elements related to the bombardment time [32].

#### 2.5. Phase Analysis by X-Ray Diffraction

The *GE Seifert Charon XRD M – Research Edition* diffractometer, was used to verify in the substrate the peaks of the iron phase  $\alpha$ -Fe, as well as the formation of (carbo) nitrides of the phases  $\epsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>(C)N and  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N present on the surface of the nitrided samples. This diffractometer is equipped with a chromium radiation X-ray tube, a 2 mm collimator for measurements with the Bragg-Brentano geometry, and a Meteor 1 D type detector with 20 detection sites. The measurements of the Cr- $k\alpha$  ( $\lambda = 2.2897 \text{ \AA}$ ) radiation were produced by rotating anode with a voltage of 30 kV and a current of 50 mA. The  $2\theta$  angles analyzed comprise the range from  $50^\circ$  to  $166^\circ$ , with  $0.01^\circ$  spacing scan time of 200 s in each step.

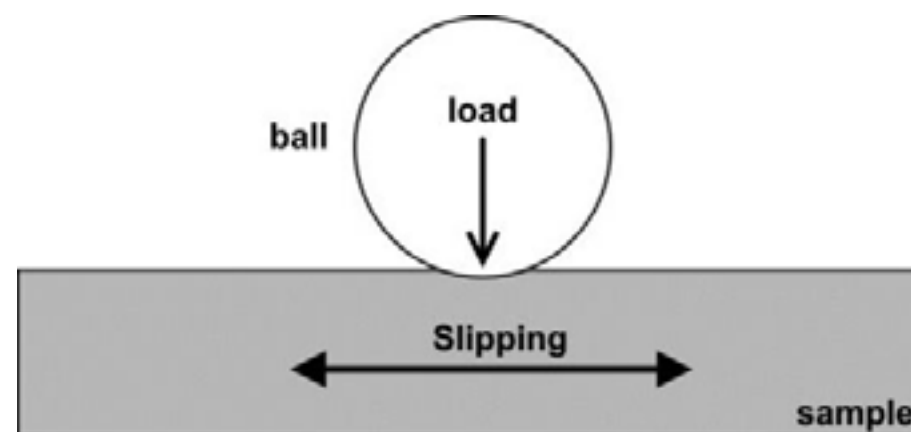
The intensity data of the diffracted waves are collected at each angle analyzed for the construction of the diffractograms. The phases present in the material (as received) and in the nitrided layers were determined by comparative analysis between the standards contained in the crystallographic information files (CIFs) from the *Crystallography Open Database* [33] and the *Inorganic Crystal Structures Database* [34] through software *PROFEX-BGMN* [35].

#### 2.6. Ball-on-Flat Reciprocal Sliding Wear Tests

The ball-on-flat reciprocating slip wear tests shown in Figure 3 were dry run on a *CETR-UMT*



tribometer to verify the coefficient of friction and wear resistance of non-nitrided and plasma-nitrided samples with different parameters. Four wear tracks with a length of 4 mm were produced on the surface of each sample using alumina spheres to make the tribological pair. The composition of the sphere ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), in turn, has little chemical affinity with the sample material, which reduces adhesion on the tribological test [36].



**Figure 3:** Schematic drawing of the ball-on-flat reciprocating tribological slip test. Adapted from [37].

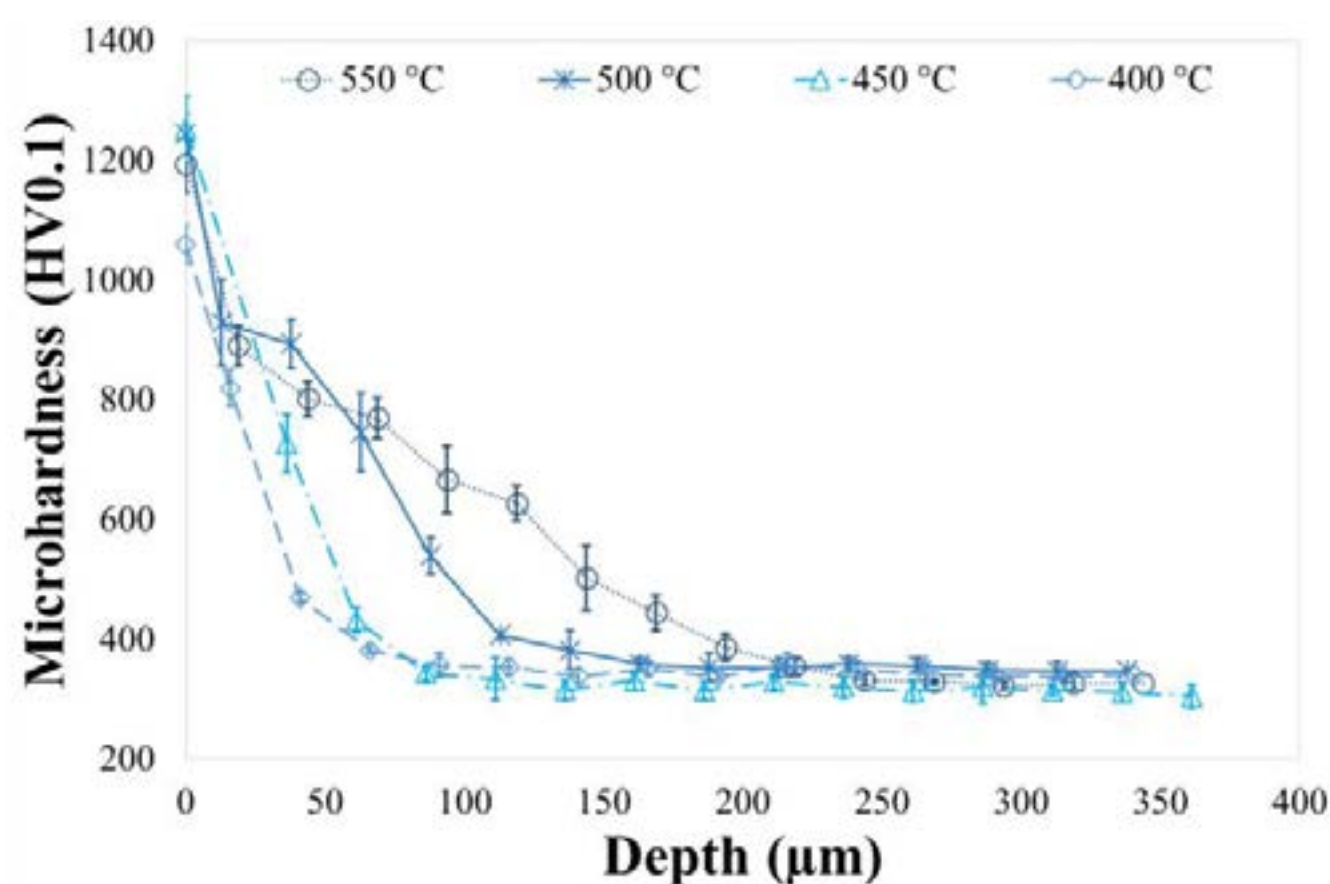
During the tests, alumina balls with a diameter of 4.76 mm are pressed with a load of 6 N against the surface of the samples. Sliding proceeds on the 4 mm track for 30 minutes at a frequency of 4 Hz. For the quantification of the wear occurred in the samples, three-dimensional optical profilometry of the surface of the wear tracks was performed. Each track was analyzed using the interferometer profilometer *Bruker Contour Elite*. The cross-sectional area was measured using *Image J* software in five (distinct) regions of each wear track.

### 3. RESULTS AND DISCUSSION

The main modification expected by plasma nitriding is the increase of the nitrided specimen surface hardness, which brings with it an increase in surface mechanical resistance and consequently provides improvement in the wear resistance [38,39]. It is expected that the high hardness of the surface gradually decreasing towards the core will provide an increase in the life of mechanical components.

#### 3.1. Microhardness Profiles

The microhardness profiles of plasma-nitrided samples are shown in Figure 4. The hardness gradually decreases from the surface to the core, since the nitrogen concentration decreases towards the core [40]. The maximum surface hardness was obtained in the nitrided sample at a temperature of 450 °C. In this case, the hardness increased ~380% from the original value of 330 HV to 1253.5 HV.



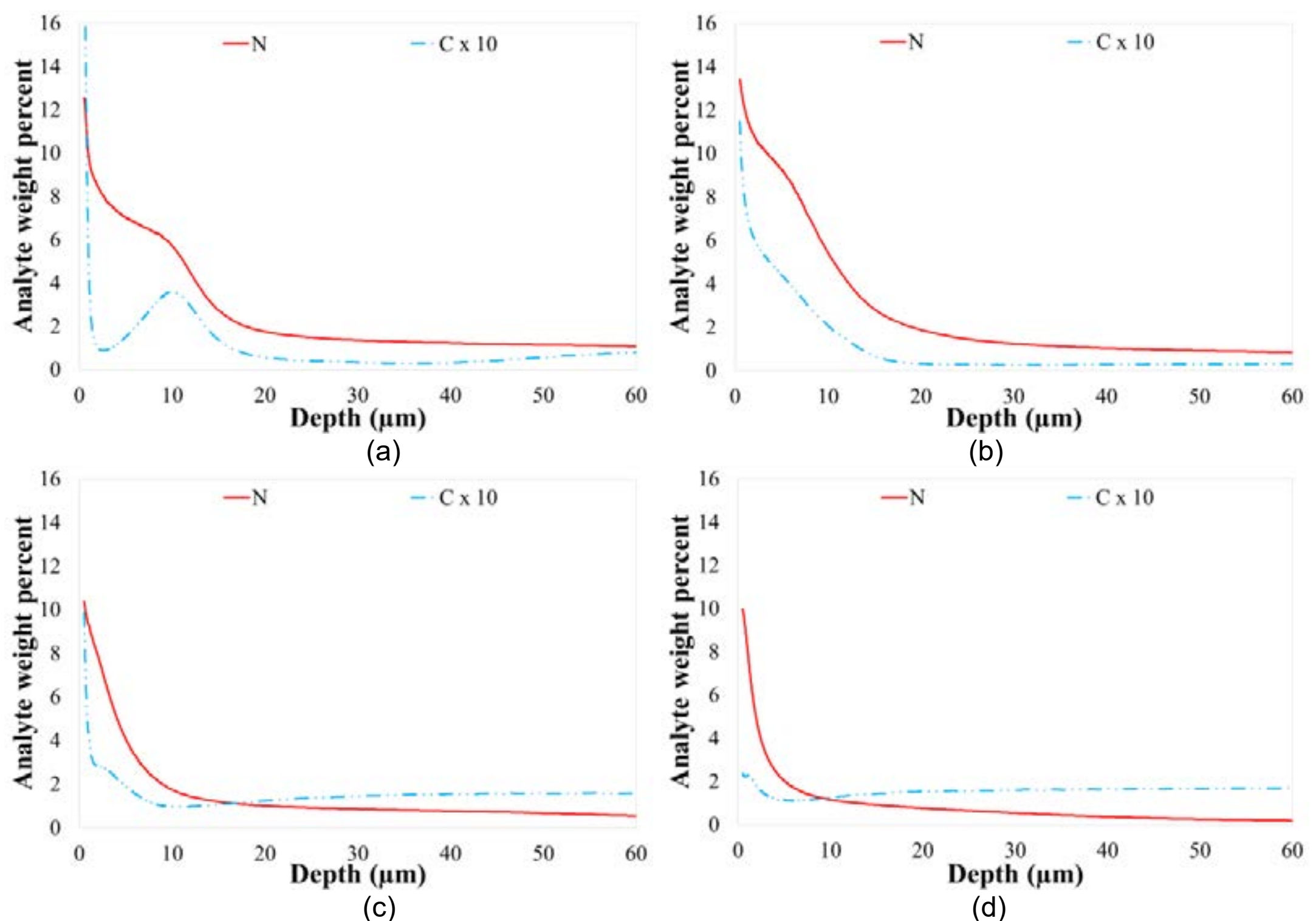
**Figure 4:** Microhardness profile of plasma-nitrided samples.

The lowest surface hardness was found in nitrided samples at the temperature of 550 and 400

°C, respectively. One explanation for the 550 °C sample is that with the intensification of pore formation, the hardness of the compound layer is compromised and so the hardness value decreases [36,41], on the other hand, the lower hardness for the sample nitrided at 400 °C is justified by the fact that the layer thickness is very small. The modified depth was 253.4  $\mu\text{m}$  in the treatment of 550 °C (higher treatment temperature), while the modified depth in the treatment of 400 °C (lower treatment temperature) was only 66.8  $\mu\text{m}$ . The hardness of the diffusion zone in the region closest to the surface has similar values in all analyzed samples. The extremes range from 727.5 to 929.5 HV, for nitrided samples at the temperature of 450 and 500 °C, respectively.

### 3.2. Chemical Composition Profile

The results concerning the chemical composition profile of the nitrided samples for 3 hours at the temperature of 400, 450, 500 and 550 °C are shown in Figures 5(a-d). In general, the nitrogen concentration profiles of the nitrided samples agree with the metallographs and microhardness profiles, since it shows a maximum concentration of nitrogen near the surface that gradually decreases with depth [42]. In addition, it is evident that the percentage of nitrogen as a function of depth decreases most abruptly for the nitrided sample at a lower treatment temperature.



**Figure 5:** Profile of chemical composition of plasma-nitrided samples for 3 hours: (a) 550 °C; (b) 500 °C; (c) 450 °C; (d) 400 °C.

The percentage of nitrogen for the nitrided sample at the temperature of 550 °C, Figure 5(a), decreases from values around 12.6 wt. % at the surface to values around 6.7 wt.% at a depth of 6.2  $\mu\text{m}$ , where the beginning of the transition of the compound layer to the diffusion zone. At depths greater than 6.2  $\mu\text{m}$ , in the diffusion zone, the nitrogen concentration continues to decrease, but with a minor slope. Within the nitrogen penetration zone, it is possible to identify two carbon-enriched regions: the region close to the surface in the compound layer and the final region of the nitrogen diffusion zone.

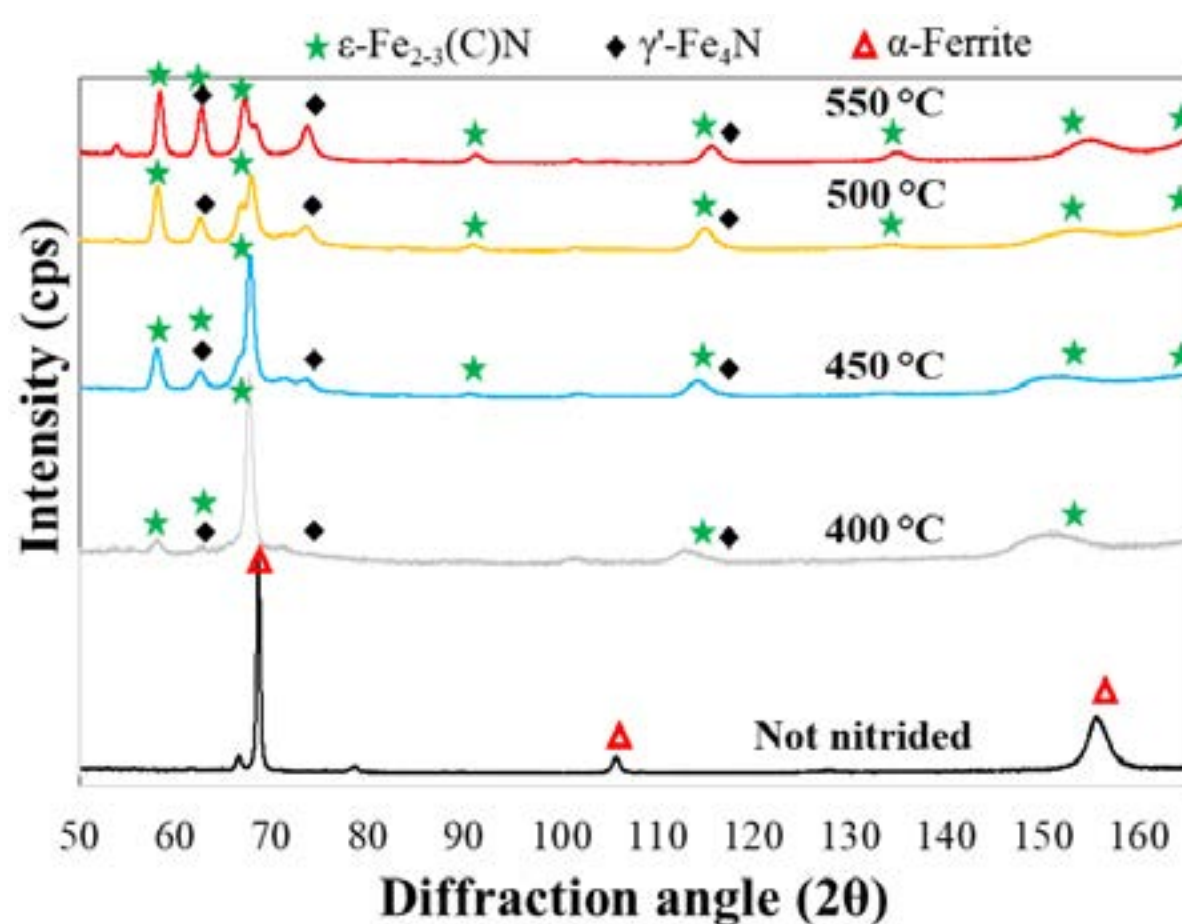
Figure 5(b) shows a nitrogen content around 14.3 wt.% at the surface, which decreases to a value around 10 wt.% to a depth of 3.5  $\mu\text{m}$ . From this depth, the nitrogen continues to decrease with a less steep slope to a value close to 1 wt.% in the depth of 41.8  $\mu\text{m}$ . Within the nitrogen penetration zone, there is a percentage of carbon greater than the core not nitrided.



The behavior of the carbon and nitrogen profiles of nitrided samples at the temperature of 450 and 400 °C, [Figure 5\(c\)](#) and [Figure 5\(d\)](#), are very similar to those presented in the nitrided sample at a temperature of 500 °C. However, it is observed in [Figure 5\(b\)](#), nitrogen and carbon contents at the surface slightly higher than those found in nitrided samples at 400 and 450 °C. The nitrogen penetration depth in the nitrided sample at the temperature of 500 °C is around 12 µm and 19.3 µm higher than the nitrided samples at the temperature of 450 and 400 °C, respectively, considering a 1 wt.% of nitrogen as reference for comparison.

### 3.3. Phase analysis by X-ray diffraction

[Figure 6](#) shows the diffractogram of plasma-nitrided samples and a non-nitrided sample (used as a reference). The sample of the non-nitrided steel is basically characterized by the presence of the  $\alpha$ -Iron phase in positions: 68.8°; 106.1° and 156.3°, however, it is not possible to distinguish clearly whether it is ferrite, bainite or martensite. The displacement of the peaks to the left indicates the increase of residual stresses [\[36\]](#). The broadening of the peak, due to the dislocation density, indicates the presence of bainite/martensite [\[43\]](#).



**Figure 6:** X-ray diffraction of the non-nitrided and plasma-nitrided samples.

The  $\alpha$  phase peaks of the nitrided samples are slightly shifted to the region of lower  $2\theta$  angle with respect to the sample without nitriding. This indicates a network parameter, referring to the measured  $\psi=0^\circ$  angle, smaller than that measured in the non-nitrided sample, according to Bragg's Law. The decrease of the net parameter is due to the compression caused by the formation of nitrides, increasing the residual stress in the nitrided layer [\[36\]](#). This increase in the level of residual stresses on the surface of a mechanical component improves its fatigue resistance [\[22,44,45\]](#).

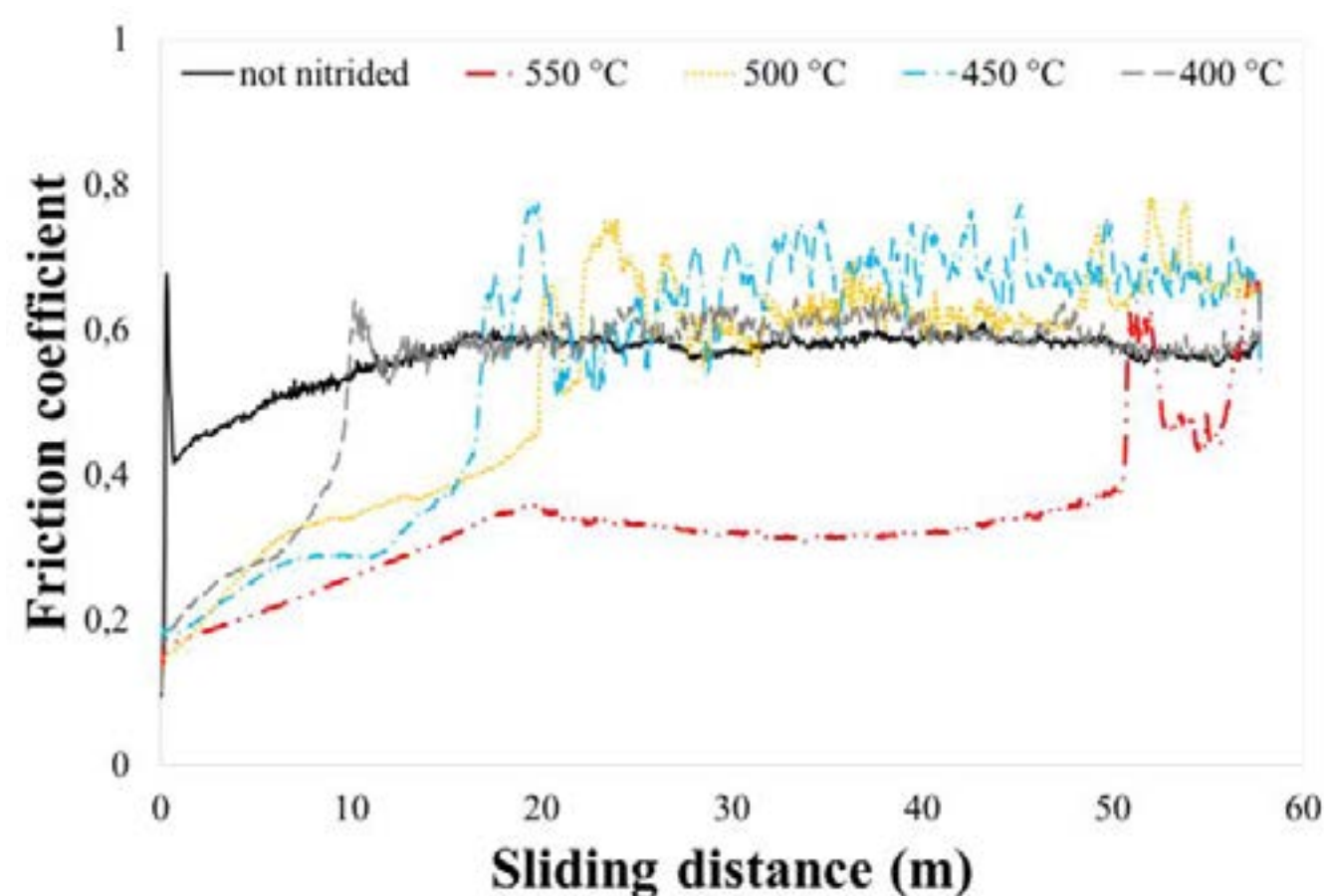
All the nitrided samples showed diffraction peaks at more than one  $2\theta$  position, indicating the formation of the compound layer in these treatments. In the diffractograms, the nitride phase  $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{C})\text{N}$  is detected as the main constituent, for the diffraction in the positions: 58.2°; 62.9°; 67.0°; 91.0°; 114.8°; 134.3°; 153.2° and 164.5°, and there is also evidence for the formation of the  $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$  nitride phase by the peaks at the positions: 63.1°; 74.3° and 117.4°. The intensity of the peaks of the  $\alpha$ -iron decreases with the increase of the thickness of the layer of compounds, while the phases  $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{C})\text{N}$  and  $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$  increase. According to Diehl *et al.* [\[36\]](#), this happens due to the absorption of the radiation by the most superficial portions of the material and, therefore, the rays diffracted by the deeper, internal portions are mitigated.

The peaks related to the  $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$  nitride phase increase with the treatment temperature due to the increased thickness of the  $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$  nitride layer [\[36\]](#). On the other hand, as the  $2\theta$  angle decreases, the radiation penetration depth also decreases [\[30,46\]](#), so the peaks of the  $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{C})\text{N}$  phase are easily identified with smaller  $2\theta$  angles. For larger angles, the  $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{C})\text{N}$  phase diffraction peaks are not observed, especially in treatments at 400 °C, because the compound layer is very thin in these cases. In general, all nitrided samples showed the presence majority of  $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{C})\text{N}$  nitrides in the

compound layer and, in a smaller quantity, the  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N nitrides phase. Doan *et al.* [47] explains that the  $\epsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>(C)N phase can provide the reduction of the coefficient of friction.

### 3.4. Ball-on-flat reciprocal slip wear

The measured coefficient of friction of the nitrided samples and of the non-nitrided sample during the dry reciprocating slip wear tests revealed distinctive behavior between the different surface types (Figure 7). The results show that the nitriding treatments were responsible for the reduction of the coefficient of friction, this can be attributed to the increase in hardness, which reflects in smaller deformations of the surface during sliding against the alumina sphere, thus, there is less contact area between the bodies and less resistance to sliding [36,39,48]. The 550 °C nitriding treatment presented the most distinct results, with the lowest friction coefficient for the most part of the tests, the main hypothesis beyond this behavior is that there was a formation of a film on the surface of these samples, which was responsible for a strong reduction on the coefficient of friction. This film, which can be oxides and/or organic compounds, based on Oxygen, Nitrogen, and Carbon promoted a self-lubricating effect, reducing friction.

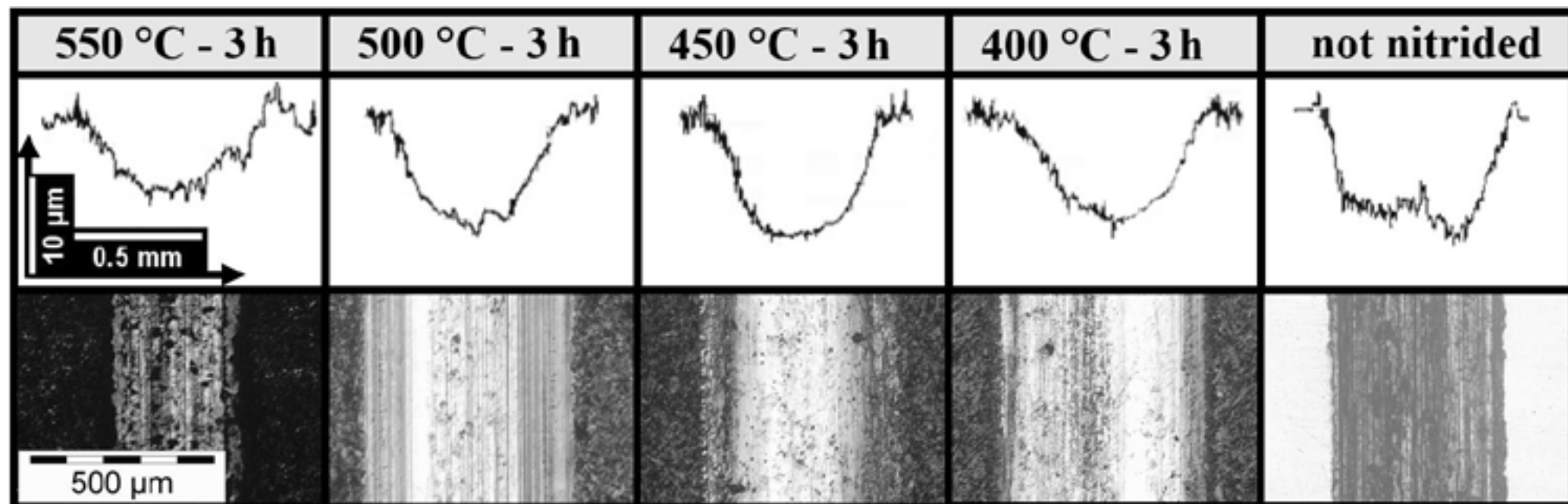


**Figure 7:** Coefficient of friction of a non-nitrided sample and plasma-nitrided samples.

On the other hand, the significant increase in the coefficient of friction of the nitrided samples at temperatures of 400, 450 and 500 °C may be related to the topography of the surface and the way in which the wear occurred in each sample [49,50]. In the initial phase of sliding the nitrided layer has high roughness, and in this step, the coefficient of friction tends to decrease because of the smaller area of contact. From the moment the friction coefficient stabilizes, the surface portion of the composite layer breaks as a function of the layer thickness, and there is an increase in the coefficient of friction [36] due to the formation of hard third body particles in the tribological system [51,52].

Figure 8 shows the cross-section and the structure of the wear tracks. In the not nitrided steel, the main wear track feature is the presence of wear marks in the form of scratches and grooves, which shows abrasive wear behavior [42,51]. In general, in plasma-nitrided samples, the presence of these marks is much smaller and to a lesser extent since the increase in hardness inhibits plastic deformation and surface material removal. However, the worsening in the wear resistance of the nitrided samples at 500, 450 and 400 °C may be due to the formation of grain boundary precipitates, and consequently, embrittlement in the diffusion zone. Similar results were found by Rocha [32] and Rocha *et al.* [53].





**Figure 8:** Cross-section profile and structure of wear trails of non-nitrided sample and plasma-nitrided samples.

The samples nitrided at the temperature of 550 °C have a smooth appearance inside the wear tracks, with a polished aspect, this surface resulted in the lowest coefficient of friction, due to the high hardness and a smooth topography after initial wear [42]. In addition, plasma-nitrided samples at temperatures of 400, 450 and 500 °C showed an increase in wear volume when compared to steel without nitriding. This result shows that the depth of the wear tracks of these samples exceeded the compound layer. For this reason, the nitrided layer influenced the wear resistance. It is possible to observe in the wear tracks the presence of scratches and grooves due to the hard particles of material that were released from the sample and remained in the contact interface during the test [36].

#### 4. CONCLUSIONS

From the results presented in this paper, the following conclusions can be drawn:

- In the investigated situations, the treatment of plasma nitriding contributes significantly to the increase of surface hardness, even in the conditions in which a thin thickness of the compound layer was detected;
- The microhardness and nitrogen concentration profiles show an increase in the nitrided layer depth for the higher temperature nitrided samples;
- All nitrided samples showed the presence majority of  $\epsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>(C)N nitrides in the compound layer and, in a smaller quantity, the  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N nitrides phase;
- The coefficient of friction between the sample and the alumina sphere is lower in the nitrided samples at the beginning of the test because the layer roughness is greater than the not nitrided sample. After the roughness was smoothed and the test stabilized, the coefficient of friction increased for the nitrided samples at the temperature of 400, 450 and 500 °C, and decreased for the samples nitrided at 550 °C;
- Similar to coefficient of friction results, the wear rate of the nitrided samples at temperatures of 400, 450 and 500 °C increased (in relation to the non-nitrided sample, used as reference), however, for the nitrided samples at 550 °C the wear rate is reduced due to the formation of a thicker compound layer than the wear depth of the tracks.

#### ACKNOWLEDGEMENTS

The present work was carried out with the support of the Coordination of Improvement of Higher Education Personnel - Brazil (CAPES) - Financing Code 001 (CAPES BRAGECRIM Program - Process no. 88881.142485/2017-01 - aid number 1844/2017), and National Council for Scientific and Technological Development - Brazil (CNPq) within the scope of Process 311348/2015-7, Research Productivity - PQ 2015.

#### REFERENCES

- [1] JIN, Y. S. Development of advanced high strength steels for automotive applications. *La Metallurgia Italiana*, 6: 43–48, 2011.
- [2] SSAB TUNNPLAT. Sheet steel handbook: design and fabrication in high strength sheet steel. 3. ed. Sweden: SSAB Tunnplat AB, 1996.

- [3] SSAB TUNNPLAT. Sheet steel forming handbook: size shearing and plastic forming. Sweden: SSAB Tunnplatt AB, 1998.
- [4] SSAB TUNNPLAT. Sheet steel joining handbook: joining of high strength steels. Sweden: SSAB Tunnplatt AB, 2004.
- [5] NILSSON, T. Welding of AHSS/UHSS steel: a guide for the automotive industry. Sweden: SSAB, 2012. 74 p.
- [6] ROWE, J. Advanced materials in automotive engineering. Woodhead Publishing Limited, 2012. 340 p.
- [7] DEMERI, M. Y. Advanced high-strength steels: science, technology, and applications. ASM International, 2013. 301 p.
- [8] ZHAO, J.; JIANG, Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. *Progress in Materials Science*, 94: 174–242, 2018.
- [9] GALÁN, J.; SAMEK, L.; VERLEYSSEN, P.; VERBEKEN, K.; HOUBAERT, Y. Advanced high strength steels for automotive industry. *Revista de Metalurgia*, 48(2): 118–131, 2012.
- [10] MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G.; SPEER, J. G. Microstructures and properties of direct-cooled microalloy forging steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 117: 324–328, 2001.
- [11] NUSSBAUM, G. Strukturbildungsprozesse und struktur/eigenschafts-Relationen in mikrolegierten schmiedestählen nach thermomechanischer Behandlung mit variierenden abkühlkonzepten. PhD thesis, RWTH Aachen, 2002. 150 p. (in German)
- [12] BRUCHWALD, O.; FRACKOWIAK, W.; BUCQUET, T.; HUSKIC, A.; REIMCHE, W.; MAIER, H. J. In-situ-erfassung der werkstoffumwandlung und gefügeausbildung von schmiedeteilen im abkühlpfad. *Journal of Heat Treatment and Materials*, 70(3): 150–161, 2015. (in German)
- [13] ZAJAC, S.; KOMENDA, J.; MORRIS, P.; DIERICKX, P.; MATERA, S.; PENALBA DIAZ, F. Quantitative structure–property relationship for complex bainitic microstructures. Technical Steel Research report no. EUR 21245EN. European Commission, Luxembourg, 2005. 157 p.
- [14] HASLER, S.; ROELOFS, H.; LEMBKE, M.; CABALLERO, F.G. New air cooled steels with outstanding impact toughness. In: 3<sup>rd</sup> International Conference on Steels in Cars and Trucks. Salzburg. June 2011.
- [15] CABALLERO, F. G.; ROELOFS, H.; HASLER, St.; CAPDEVILA, C.; CHAO, J.; CORNIDE, J.; GARCIA-MATEO, C. Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels. *Materials Science and Technology*, 28(1): 95–102, 2012.
- [16] MERKEL, C.; ENGINEER, J. Hochfester bainitischer stahl 20MnCrMo7 für umformanwendungen. *Schmiede Journal*, 38–41, 2014. (in German)
- [17] EGGBAUER, G.; BUCHMAYR, B. High-strength bainitic steels for forged products. *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, 160(5): 209–213, 2015.
- [18] LUO, Y.; PENG, J.; WANG, H.; WU, X. Effect of tempering on microstructure and mechanical properties of a non-quenched bainitic steel. *Materials Science and Engineering A*, 527: 3433–3437, 2010.
- [19] LEMBKE, M. I.; OLSCHEWKI, G.; ROELOFS, H.; KLÜMPER-WESTKAMP, H. Nitrieren von hochfesten, bainitischen langprodukten. *Journal of Heat Treatment and Materials*, 69(3): 195–200, 2014. (in German)
- [20] BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite in steels: theory and practice. 3. ed. Cambridge: Maney Publishing, 2015. 589 p.
- [21] BUCHMAYR, B. Critical assessment 22: bainitic forging steels. *Materials Science and Technology*, 32(6): 517–522, 2016.
- [22] GENEL, K.; DEMIRKOL, M.; ÇAPA, M. Effect of ion nitriding on fatigue behavior of AISI 4140 steel. *Materials Science and Engineering A*, 279: 207–216, 2000.
- [23] SUH, C. M.; HWANG, J. K.; SON, K. S.; JANG, H. K. Fatigue characteristics of nitrided SACM 645 according to the nitriding condition and notch. *Materials Science and Engineering A*, 392: 31–37, 2005.
- [24] ZHANG, P.; ZHANG, F. C.; YAN, Z. G.; WANG, T. S.; QIAN, L. H. Wear property of low-temperature bainite in the surface layer of a carburized low carbon steel. *Wear*, 271: 697–704, 2011.
- [25] ROELOFS, H.; HASLER, St.; URLAU, U.; LEMBKE, M. I.; OLSCHEWKI, G. Continuously cooled bainitic steel HSX@Z12: one decade of experience. In: 4<sup>th</sup> International Conference on Steels in Cars and Trucks, 2014.
- [26] ABDALLA, A. J.; SANTOS, D.; VASCONCELOS, G.; BAGGIO-SCHEID, V. H.; SILVA, D. F. Changing in fatigue life of 300 M bainitic steel after laser carburizing and plasma nitriding. In: 12<sup>th</sup> International Fatigue Congress. MATEC Web of Conferences, 2018.
- [27] SKONIESKI, A. F. O.; LIMA, E. S.; HIRSCH, T.; ROCHA, A. S. Heterogeneidade de temperaturas em fornos de nitretação a plasma. *Estudos Tecnológicos*, 4(1): 37–43, 2008. (in Portuguese)
- [28] LESKOVSEK, V.; PODGORNIK, B.; NOLAN, D. Modelling of residual stress profiles in plasma nitrided tool steel. *Materials Characterization*, 59: 454–461, 2008.
- [29] OCHAO, E. A.; WISNIVESKY, D.; MINEA, T.; GANCIU, M.; TAUZIEDE, C.; CHAPON, P.; ALVAREZ, F. Microstructure and properties of the compound layer obtained by pulsed plasma nitriding in steel gears. *Surface & Coatings Technology*, 203: 1457–1461, 2009.
- [30] PODGORNIK, B.; LESKOVSEK, V.; KOVACIC, M.; VIZINTIN, J. Analysis and prediction of residual stresses in nitrided tool steel. *Materials Science Forum*, 681: 352–357, 2011.



- [31] ASTM E384. Standard test method for knoop and vickers hardness of materials. West Conshohocken: ASTM International, 2011.
- [32] ROCHA, A. S. Influência do estado superficial prévio na nitretação a plasma do aço AISI M2. Tese de doutorado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2000. 182 p. (in Portuguese)
- [33] GRAZULIS, S.; DASKEVIC, A.; MERKYS, A.; CHATEIGNER, D.; LUTTEROTTI, L.; QUIRÓS, M.; SEREBRYANAYA, N. R.; MOECK, P.; DOWNS, R. T.; BAIL, A. L. Crystallography Open Database (COD): an open-access collection of crystal structures and platform for world-wide collaboration. *Nucleic Acids Research*, 40(D1): D420–D427, 2012.
- [34] KARLSRUHE, F. Inorganic Crystal Structure Database - ICSD. Disponível em: <<https://icsd.fiz-karlsruhe.de>>. Acesso em: 25 jan. 2019.
- [35] DOEBELIN, N.; KLEEBERG, R. Profex: A graphical user interface for the Rietveld refinement program BGMN. *Journal of Applied Crystallography*, 48: 1573–1580, 2015.
- [36] DIEHL, I. L.; DONG, J.; ROCHA, A. S. Propriedades do aço AISI 4140 nitretado a gás. *Revista Matéria*, 22(4): 1–15, 2017. (in Portuguese)
- [37] OLIVEIRA, L. F. Estudo da nitretação a plasma com tela ativa e potencial flutuante para o aço rápido ASTM M2. Dissertação de mestrado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2017. 92 p. (in Portuguese)
- [38] NAGATSUKA, K.; NISHIMOTO, A.; AKAMATSU, K. Surface hardening of duplex stainless steel by low temperature active screen plasma nitriding. *Surface & Coatings Technology*, 205: 295–299, 2010.
- [39] BOTH, G. B.; ROCHA, A. S.; SANTOS, G. R.; HIRSCH, T. K. An investigation on the suitability of different surface treatments applied to a DIN X100CrMoV8-1-1 for cold forming applications. *Surface & Coatings Technology*, 244: 142–150, 2014.
- [40] ALSARAN, A.; KARAKAN, M.; ÇELIK, A. The investigation of mechanical properties of ion-nitrided AISI 5140 low-alloy steel. *Materials Characterization*, 48: 323–327, 2002.
- [41] SKONIESKI, A. F. O.; SANTOS, G. R.; HIRSCH, T. K.; ROCHA, A. S. Metallurgical response of an AISI 4140 steel to different plasma nitriding gas mixtures. *Materials Research*, 16(4): 884–890, 2013.
- [42] BOTH, G. B. Caracterização e avaliação tribológica de superfícies resistentes ao desgaste para aplicação em ferramentas de conformação a frio. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2011. 122 p. (in Portuguese)
- [43] GONG, W.; TOMOTA, Y.; HARJO, S.; SU, Y. H.; AIZAWA, K. Effect of prior martensite on bainite transformation in nanobainite steel. *Acta Materialia*, 85: 243–249, 2015.
- [44] LIMODIN, N.; VERREMAN, Y. Fatigue strength improvement of a 4140 steel by gas nitriding: influence on notch severity. *Materials Science & Engineering A*, 435–436: 460–467, 2006.
- [45] SOLEIMANI, S. M. Y.; MASHREGUI, A. R.; GHASEMI, S. S.; MOSHREFIFAR, M. The effect of plasma nitriding on the fatigue behaviour of DIN 1.2210 cold work tool steel. *Materials and Design*, 35: 87–92, 2012.
- [46] ROCHA, A. S.; STROHAECKER, T.; TOMALA, V.; HIRSCH, T. Microstructure and residual stresses of a plasma-nitrided M2 tool steel. *Surface & Coatings Technology*, 115: 24–31, 1999.
- [47] DOAN, T. V.; DOBROCKY, D.; POKORNY, Z.; KUSMIC, D.; NGUYEN, V. T. Effect of plasma nitriding on mechanical and tribological properties of 42CrMo4 steel. *ECS Transactions*, 74(1): 231–238, 2016.
- [48] LI, S.; ANISETTI, A. A tribo-dynamic contact fatigue model for spur gear pairs. *International Journal of Fatigue*, 98: 81–91, 2017.
- [49] BAI, M.; XUE, Q.; GUO, H. Reciprocal sliding wear of SiC particle reinforced Al-Cu aluminium matrix composites against stainless steel, high speed tool steel and ceramics. *Wear*, 195: 152–161, 1996.
- [50] ÇOMAKLI, O.; YETIM, A. F.; KARACA, B.; ÇELIK, A. Effect of gas mixture on tribological performance of plasma nitrided grey cast iron under dry and lubricated conditions. *Materials Research Express*, 6(5): 1–11, 2019.
- [51] BUDINSKI, K. G. Surface engineering for wear resistance. Upper Saddle River: Prentice-Hall, 1988. 420 p.
- [52] LEMM, J. D.; WARMUTH, A. R.; PEARSON, S. R.; SHIPWAY, P. H. The influence of surface hardness on the fretting wear of steel pairs – Its role in debris retention in the contact. *Tribology International*, 81: 258–266, 2015.
- [53] ROCHA, A. S.; STROHAECKER, T.; HIRSCH, T. Effect of different surface states before plasma nitriding on properties and machining behavior of M2 high-speed steel. *Surface & Coatings Technology*, 165: 176–185, 2003.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRUG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## PROPRIEDADES DAS CAMADAS TERMODIFUNDIDAS DE BORO E LANTÂNIO NO AÇO AISI 1045

Cesar R. Kiral Santaella<sup>(1)</sup>

Olandir V. Correa<sup>(2)</sup>

Samuel Pereira Cotinho<sup>(3)</sup>

Marina Fuser Pillis<sup>(4)</sup>

### RESUMO

A boretação é um processo termoquímico de difusão de boro no estado sólido que tem por objetivo aumentar a resistência ao desgaste através da formação de uma camada dura de boretos de ferro na superfície do aço. As propriedades dessas camadas podem ser alteradas com a difusão combinada de boro com outros elementos químicos simultaneamente, como por exemplo o alumínio, para elevar a resistência à oxidação, ou o vanádio, para elevar a resistência ao desgaste superficial. Neste trabalho são apresentados os resultados obtidos com a difusão combinada de boro e lantânio.

**Palavras-chave:** boro, lantânio, boretação

### ABSTRACT

Boriding is a solid-state boron diffusion thermochemical process that aims to increase the wear resistance through the formation of a hard layer of iron borides on the steel surface. The properties of these layers can be altered with the combined diffusion of boron with other chemical elements simultaneously, such as for example aluminum, to raise the resistance to oxidation, or vanadium, to raise the resistance to surface wear. This work presents the results obtained with the combined diffusion of boron and lanthanum.

**Key words:** boron, lanthanum, boriding

### 1. INTRODUÇÃO

<sup>(1)</sup> Eng. Mecânico, Doutorando IPEN-USP, [cesar.santaella@usp.br](mailto:cesar.santaella@usp.br)

<sup>(2)</sup> Químico, Doutorando IPEN-USP, [ovcorreia@ipen.br](mailto:ovcorreia@ipen.br)

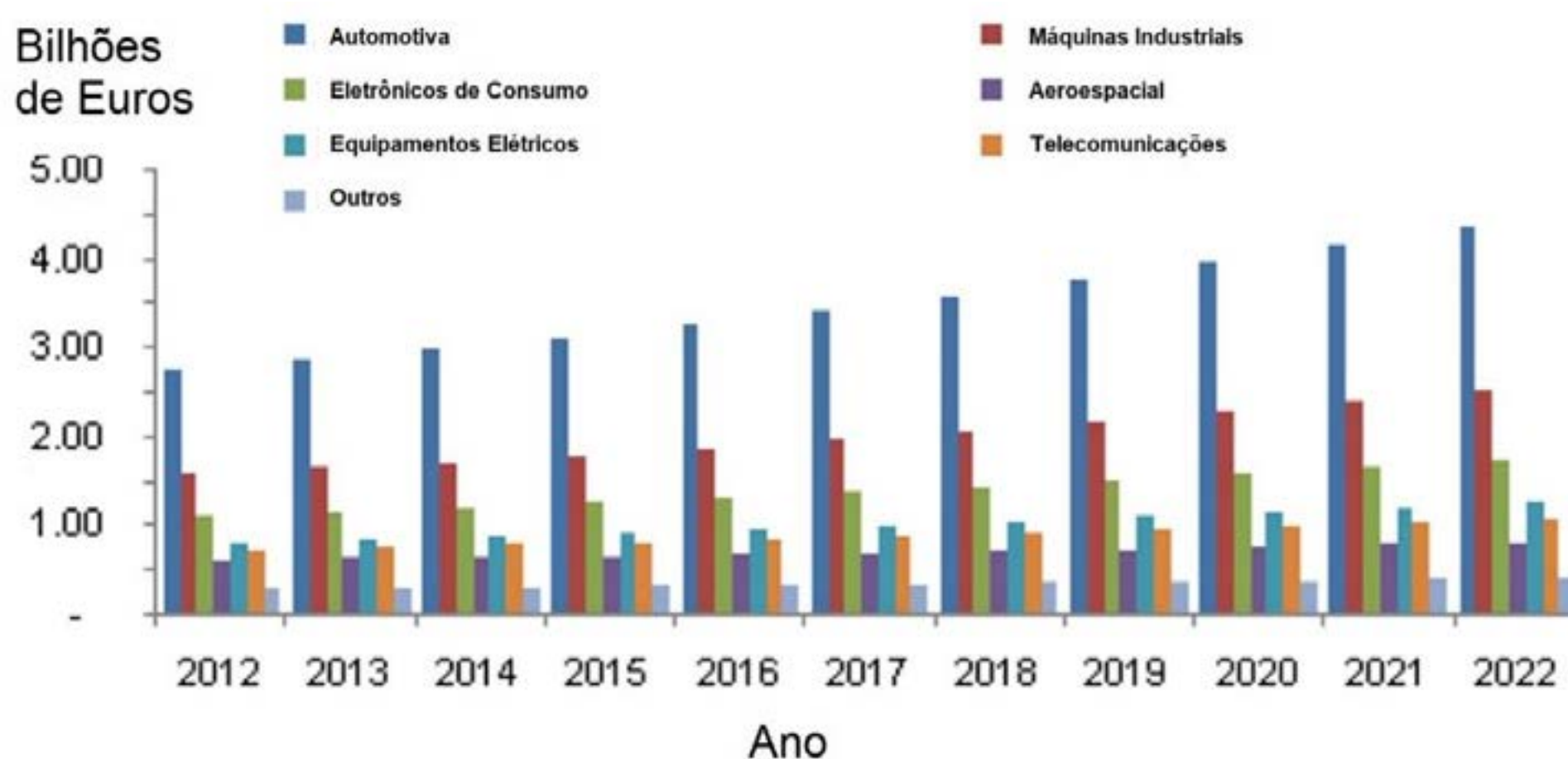
<sup>(3)</sup> Bolsista PIBIC CNPq, [cotinho\\_pereira@hotmail.com](mailto:cotinho_pereira@hotmail.com)

<sup>(4)</sup> Eng. Metalúrgica, Doutora IPEN-USP, [mfpillis@ipen.br](mailto:mfpillis@ipen.br)



Ferramentas para trabalho a frio são essenciais para a produção de peças metálicas em diversas indústrias. Dados estatísticos para a indústria automobilística, por exemplo, mostram que a participação de componentes de metal nos automóveis é de quase 44%, valor que considera os principais países produtores de automóveis como EUA, China, Japão e Alemanha [1].

As projeções de demanda apontam para a continuidade do crescimento, em razão das previsões das indústrias de material de transportes, aeroespacial, automotiva e de máquinas de precisão. Para um dos mais relevantes mercados de componentes fabricados por estampagem, a Alemanha, as projeções de demanda de mercado são mostradas na Figura 1.



**Figura 1** – Demanda de mercado de conformação de metais na Alemanha [2].

O crescente emprego de componentes estampados é a causa do dinamismo tecnológico que se observa na cadeia produtiva dessa indústria, com destaque para as tecnologias para aumento da vida útil de ferramentas, como atestam a rápida adoção dos aços sinterizados, dos processos de tratamentos térmicos a vácuo e da utilização de técnicas de modificação de superfície nas ferramentas [3][4][5].

Os mecanismos de desgaste superficial de ferramentas de conformação e os tratamentos de superfície para reduzi-los encontram amplas referências na literatura, sendo os mais frequentes o processo termoquímico de nitretação e a deposição de filmes finos de nitreto de cromo [6][7][8][9][10].

Outros processos, como a termo difusão de cromo, vanádio e boro, por exemplo, são relativamente menos frequentes, em razão dos deletérios efeitos que as temperaturas utilizadas nesses processos têm sobre a resistência mecânica do aço [11] [12].

O boro é um elemento químico de reduzido raio atômico e por isso, se difunde com relativa facilidade em praticamente todos os metais, com exceção do cobre [13]. A difusão do boro em um dado substrato metálico resulta na formação de fases de boretos ( $Me_xB_y$ ), pois o limite de solubilidade do boro nos metais é baixo. As fases de boretos metálicos formadas são extremamente duras, o que torna o processo de termo difusão do boro uma alternativa de modificação superficial muito atraente.

O lantânio é um elemento químico da série das terras raras, e tem como característica uma elevada afinidade por elementos eletronegativos como cloro, enxofre, flúor e oxigênio, propriedade muito utilizada para a catálise de reações químicas. A difusão do lantânio em um substrato metálico ocorre preferencialmente nas lacunas e contornos de grão da microestrutura do metal-base, e nos aços sua presença é desejável principalmente devido ao aumento da resistência à corrosão e à oxidação [14].

A literatura sobre processos de termo difusão envolvendo boro e lantânio é relativamente escassa, quando comparada com a encontrada para outros processos termoquímicos com elementos terras raras. Na cementação a gás, por exemplo, elementos terras raras adicionados aos gases de processo

aumentam a cinética da reação de transporte de carbono do meio para o metal-base [15]. A adição de 5% de lantânio aos sais de cianato do processo de nitretação em banhos de sais reduz a energia de ativação e aumenta o coeficiente de difusão do nitrogênio, decorrente do deslocamento da reação de decomposição do cianato [16]. Na nitretação a plasma, a adição de lantânio aos reagentes do processo resultou na formação de camadas de nitretos mais espessas para o aço M50NiL (~0,13%C, 4,1%Cr, 4,4%Mo, 1,15%V e 3,4%Ni) e com nitretos mistos  $\epsilon$ -Me<sub>2-3</sub>N, (sendo Me = Fe ou La) [17]. Para o aço 30CrMnSiA (~0,3%C e 1%Cr), a presença de lantânio no processo de nitretação a plasma foi relacionada com uma menor taxa de corrosão, quando comparada com processos de nitretação a plasma convencionais [18].

Especificamente para a boretação, a difusão de boro com lantânio no aço AISI 1045 aumenta a resistência ao desgaste das camadas boretadas, como reportado em [19]. Em outro estudo, a codifusão de boro e cromo com lantânio possibilitou a obtenção de camada de boretos de 23 $\mu$ m de espessura à temperatura de 650°C para aço 0,45%C [20].

Neste trabalho serão apresentados os resultados do processo de termo difusão combinada de boro e lantânio, uma alternativa de processo com potencial de utilização para o endurecimento superficial de ferramentas de conformação.

## 2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para este estudo foi utilizado o aço AISI 1045 por ser este um aço de amplo emprego em construção mecânica. O material foi fornecido em barra no estado normalizado, e dessa única barra corpos de prova foram usinados para discos com diâmetro de 15 x 6 mm de altura. Para a padronização do acabamento superficial das faces a serem investigadas, esses discos foram polidos em suas faces planas com abrasivos de papel SiC 1200 gr. A Tabela 1 apresenta a composição química do material.

**Tabela 1 – Composição química dos corpos de prova**

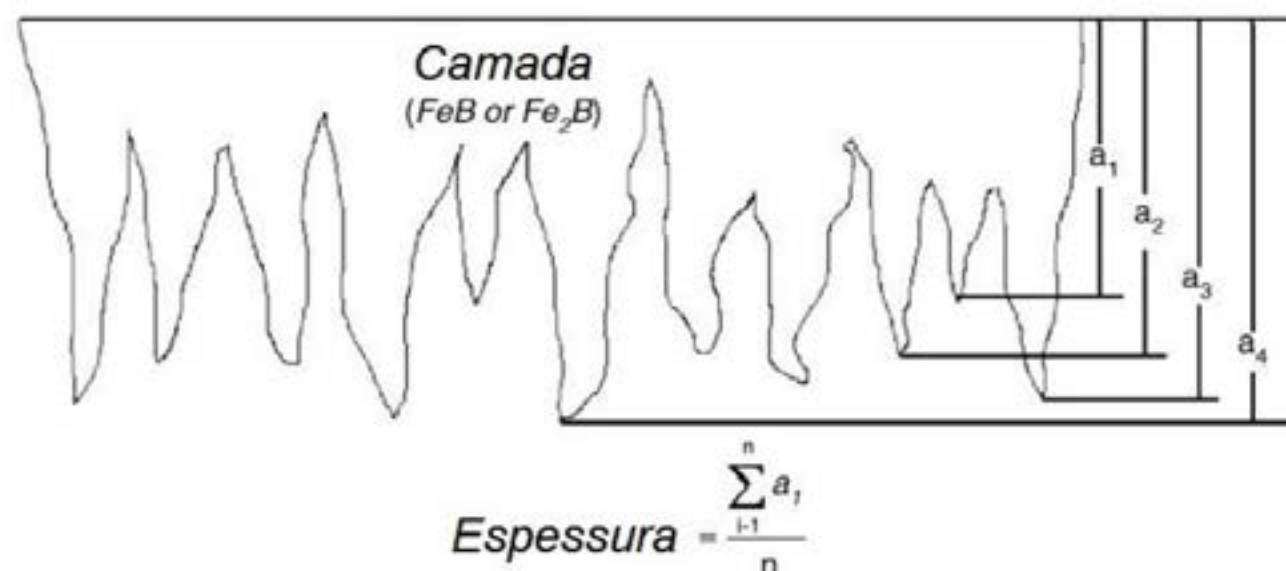
	Composição Química (%peso)								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Outros
<b>AISI 1045 / SAE 1045 / ABNT 1045</b>	0,47	0,22	0,66	0,01	0,03	0,09	0,09	0,03	0,03 Cu

A boretação foi realizada em forno elétrico resistivo tubular com retorta de quartzo e o aquecimento, manutenção e resfriamento realizados sempre sob atmosfera protetora de argônio comercialmente puro.

Os corpos de prova foram montados em tubetes de quartzo preenchidos com o meio boretante empregado, uma mistura composta de 90% SiC, 5%B<sub>4</sub>C e 5%KBF<sub>4</sub>, à qual foi adicionado 2,5% e 5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (% em peso).

A boretação foi realizada às temperaturas de 840 e 900°C, por 4 horas. A morfologia e espessura das camadas de boreto foram investigadas em microscópio Olympus modelo BX51M. A espessura da camada de boretos apresentada foi definida como uma média de cerca de 20 medições em diferentes pontos, seguindo procedimento proposto em [21], como mostrado na Figura 2.





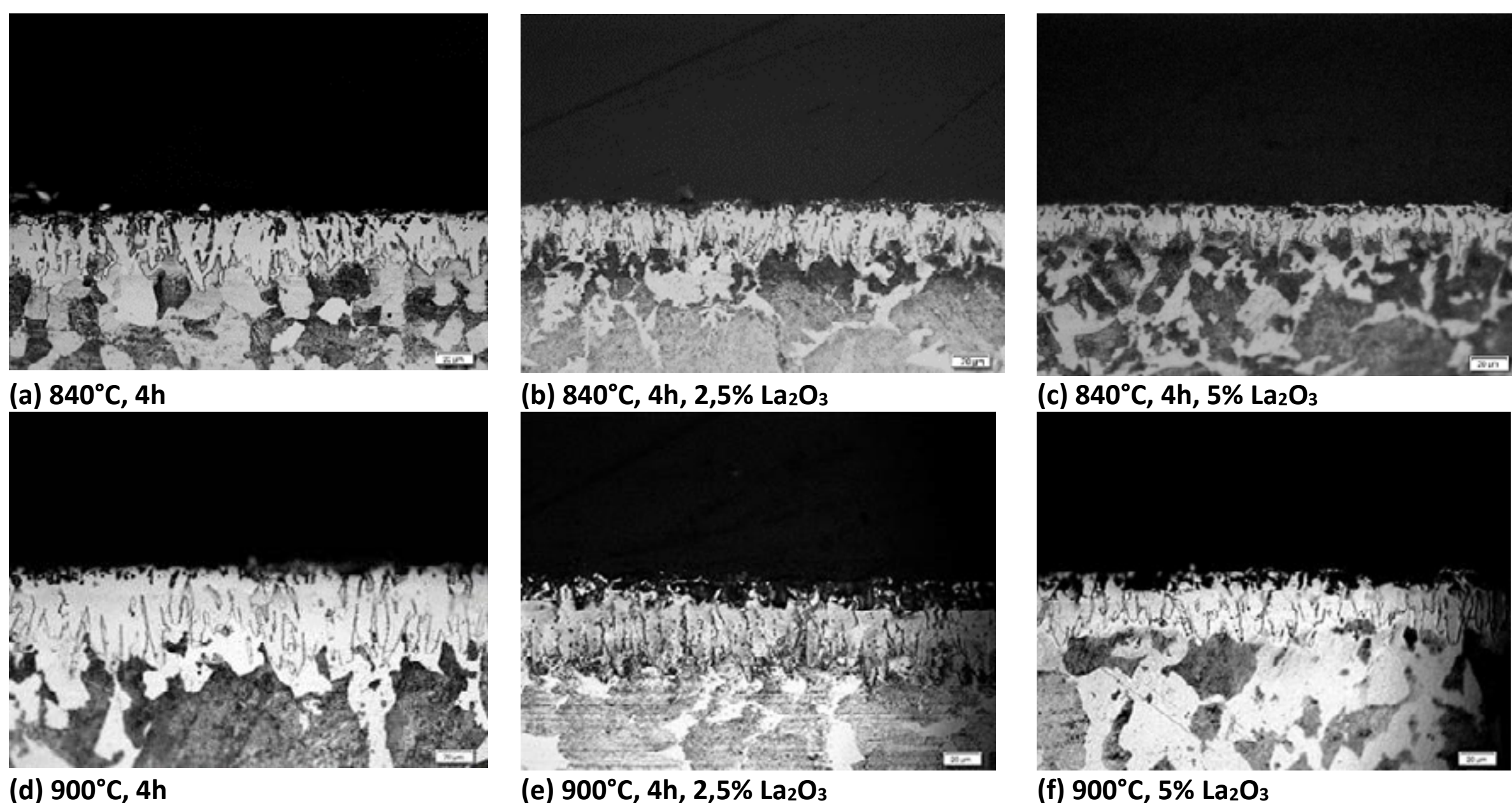
**Figura 1** – Determinação da espessura média da camada de boretos

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizadas com microdurômetro Fischerscope modelo HM2000. As fases formadas nas camadas boretadas na superfície dos corpos de prova foram determinadas por análise de difração de raios X em um equipamento marca Rigaku modelo Multiflex utilizando-se radiação Cu-K $\alpha$  com comprimento de onda de 1,54060Å e ângulo 2 $\theta$  na faixa de 20° a 90° com passo de 0,02° e os picos identificados através do software Search Match a partir do banco de dados do JCPDS.

A presença de lantânio na camada de boretos foi investigada por utilizando-se um espectrômetro Thermo Scientific, modelo K-Alpha, com resolução de 0,1 eV e tamanho de feixe eletrônico de 400  $\mu$ m. Foi empregada uma fonte monocromática de Al K $\alpha$ , com energia  $h\nu = 1486,6$  eV. Os espectros Survey foram coletados na faixa energética de 0-1200 eV e o ajuste dos picos foi realizado com o software CasaXPS.

### 3. RESULTADOS

A Figura 3 apresenta as micrografias obtidas por microscopia óptica dos corpos de prova boretados sem e com lantânio.



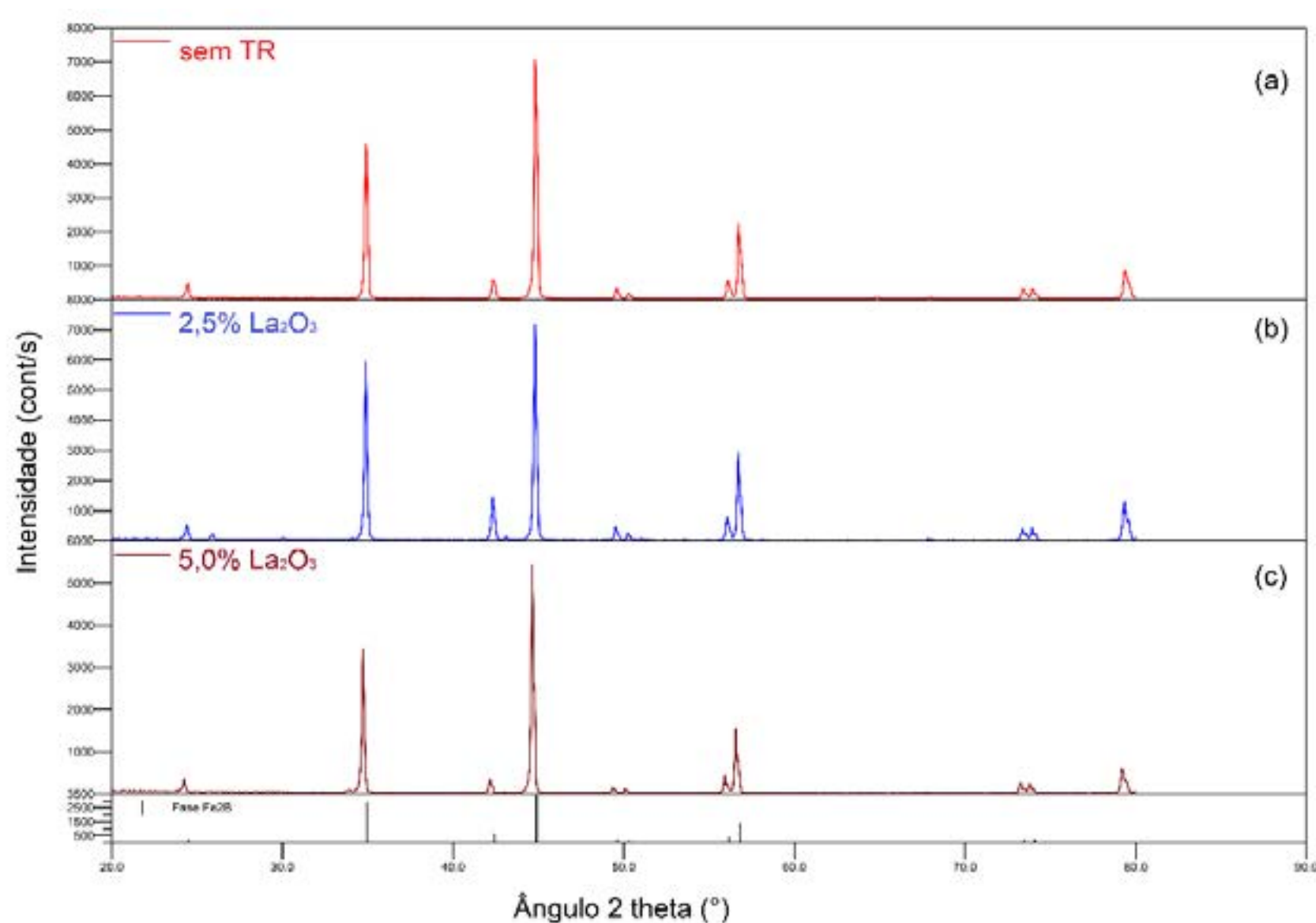
**Figura 3** – Micrografias dos corpos de prova boretados

Na Tabela 2 estão apresentados os valores de dureza obtidos na secção transversal dos corpos de prova.

**Tabela 2** – Efeito da adição de  $\text{La}_2\text{O}_3$  nas propriedades das camadas termo difundidas de boro

Temperatura (°C)	% $\text{La}_2\text{O}_3$	Dureza (HV)	Profundidade ( $\mu\text{m}$ )
840	-	1.803,1 ± 27,1	35,1 ± 4,1
840	2,5	1.811,1 ± 30,3	34,4 ± 4,3
840	5,0	1.809,7 ± 33,8	28,7 ± 2,7
900	-	1.802,6 ± 52,9	36,5 ± 2,3
900	2,5	1.733,7 ± 32,6	52,9 ± 4,3
900	5,0	1.711,5 ± 27,7	50,2 ± 4,4

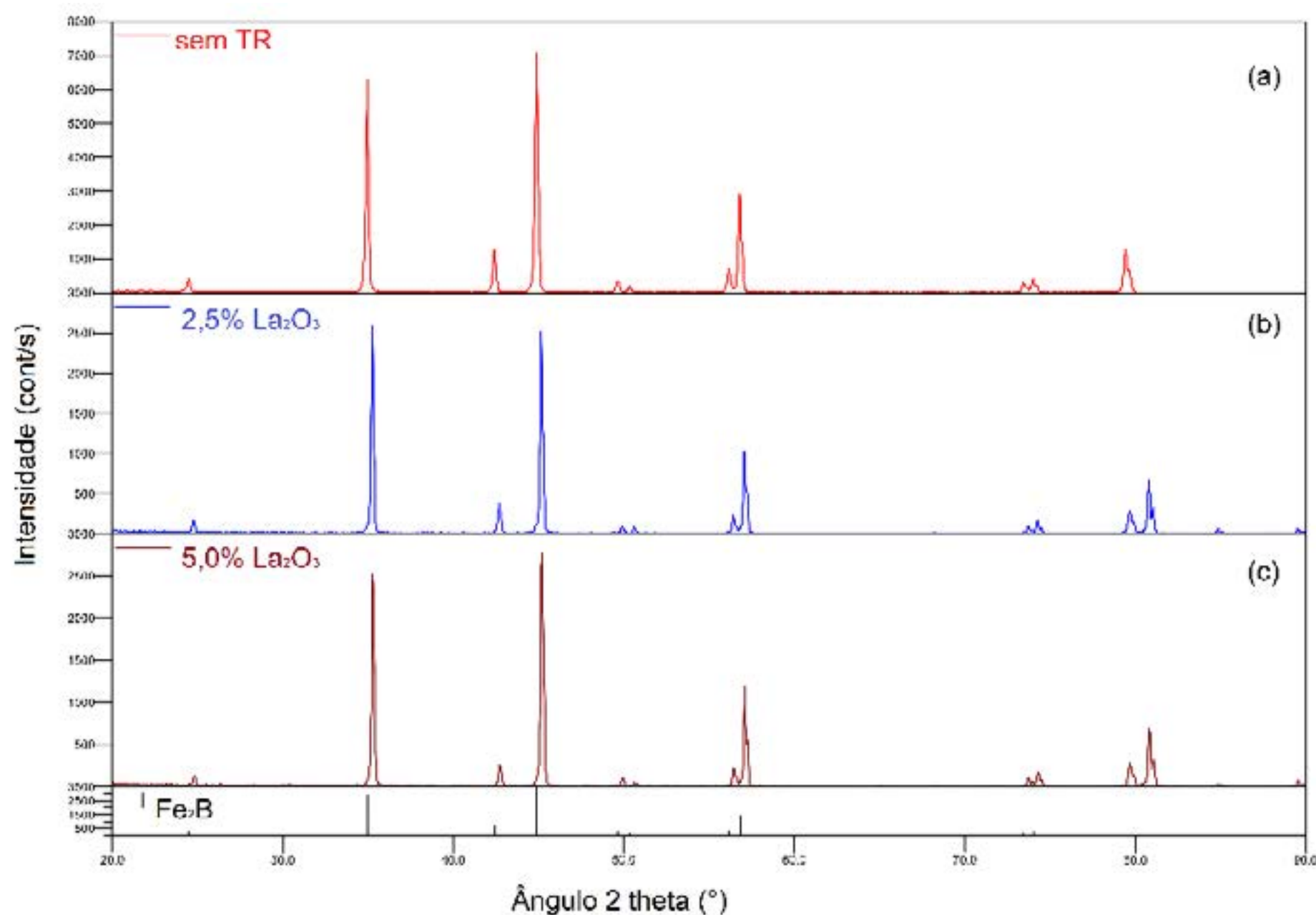
A Figura 4 apresenta os difratogramas obtidos por difração de raios X dos corpos de prova boretados a 840°C, 4h, com e sem lantânio.



**Figura 4** – Difratogramas dos corpos de prova boretados a 840°C, 4h, com e sem lantânio

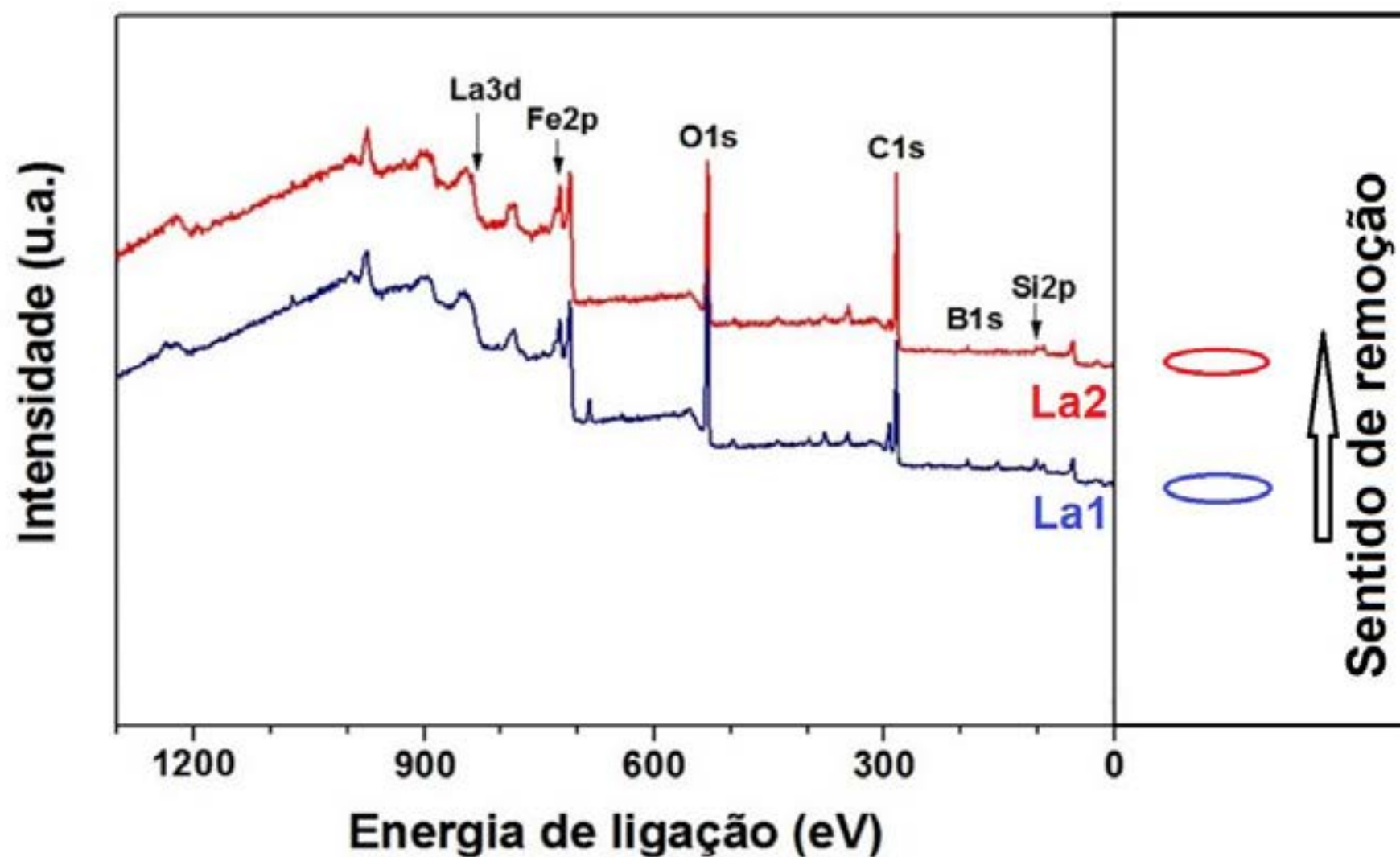
A Figura 5 apresenta os difratogramas obtidos por difração de raios X dos corpos de prova boretados a 900°C, 4h, com e sem lantânio.





**Figura 5** – Difractogramas dos corpos de prova boretados a 900°C, 4h, com e sem lantânio

Na Figura 6 estão apresentados os espectros survey da análise de espectroscopia de fotoelétrons excitados por raios X (XPS) das camadas termo difundidas de boro e lantânio a 900°C.



**Figura 6** – Espectros survey em duas profundidades da camada, indicadas como La1 e La2, dos corpos de prova termo difundidos com B e La.

A presença do pico C 1s em 284,6 eV pode ser atribuída ao carbono residual presente no meio boretante, bem como aos compostos (C-C ou C-H) resultante da exposição dos filmes ao ar antes dos experimentos XPS. As duas profundidades investigadas estão indicadas como La1 (mais próximo à superfície) e La2. Estes resultados demonstram que o lantânio está presente na camada de boreto formada. Análises dos espectros de alta resolução estão em andamento.

## 4. DISCUSSÃO

O processo de termodifusão de boro e lantânio resultou na formação de camadas de boretos com morfologia típica de “dente de serra”, praticamente indistinta da morfologia observada nos processos convencionais de difusão do boro para as temperaturas investigadas.

Os resultados do ensaio de durezas em corpos de prova boretados em ambas as temperaturas revelaram diferenças pouco significativas entre as médias dos valores medidos, não tendo sido identificada a influência das adições de lantânio ao pó boretante.

A medição da profundidade da camada de boretos revelou comportamento distinto para as temperaturas ensaiadas. Para temperatura de processo de 840°C, o lantânio adicionado na forma de óxidos com teor de 2,5% praticamente não resulta em aumento ou redução da profundidade atingida pela fase Fe<sub>2</sub>B. Para a temperatura de 900°C, contudo, o efeito da adição de lantânio ao pó boretante resultou na formação de camadas mais profundas.

As análises por XPS da amostra contendo adição de lantânio mostraram que a concentração de boro é maior na superfície, e apontam a presença de lantânio. Em maior profundidade não foi identificada a presença de lantânio.

Nas análises da camada por difração de raios X foi identificada apenas a fase Fe<sub>2</sub>B nas duas temperaturas estudadas.

## 5. CONCLUSÃO

A difusão de boro e lantânio apresenta resultados distintos em função do teor de adição de lantânio e da temperatura de processo, como pode ser resumido a seguir:

1. Para as temperaturas investigadas, a profundidade das camadas de boretos formadas apresenta seu máximo para o teor de 2,5% La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>
2. Para este teor de 2,5% La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, o processo de difusão multi-elementos com lantânio produz camadas de boretos mais profundas a 900°C e menos profundas a 840°C, na comparação com o processo de difusão sem lantânio.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq pela concessão de bolsa de estudos.

## 6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Metal Stamping Market to 2019 Demand from Automotive Industry Drives the Growth, <http://www.barchart.com/headlines/story/4316190/metal-stamping-market-to-2019>
- [2] Metal Stamping Market Analysis By Technology (Blanking, Embossing, Bending, Coining, Flanging), By Application (Automotive, Industrial Machinery, Consumer Electronics, Aerospace, Electrical & Electronics, Telecommunications,) and Segment Forecasts to 2022; <http://www.grandviewresearch.com/industry-analysis/metal-stamping-market>
- [3] Jurči, P. Effect of Different Surface Conditions on Toughness of Vanadis 6 Cold Work Die Steel—A Review. *Materials* 2019, 12, 1660.
- [4] Tobała, D.; Brostow, W.; Czechowski, K.; Rusek, P. Improvement of wear resistance of some cold working tool steels, *Wear*, Volumes 382–383, 2017, p.29-39
- [5] Skela, B.; Sedlaček, M.; Kafexhiu, F.; Podgornik, B. Wear behaviour and correlations to the microstructural characteristics of heat treated hot work tool steel, *Wear*, Volumes 426–427, Parte B, 2019, p.1118-1128
- [6] Aytaç, A. & Ilivan, M. The effect of TiN and CrN coating on the abrasive wear behavior of cold-work tool steels. *Journal of the Balkan Tribological Association*. Volume 22, 2018, p.3254-3269.



- [7] Mashreghi, A.R.; Soleimani, S.M.Y.; Saberifar, S. The investigation of wear and corrosion behavior of plasma nitrided DIN 1.2210 cold work tool steel, *Materials & Design*, Volume 46, 2013, p.532-538
- [8] Conci, M.D.; Bozzi, A.C; Franco, A.R. Effect of plasma nitriding potential on tribological behaviour of AISI D2 cold-worked tool steel, *Wear*, Volume 317, Issues 1–2, 2014, p.188-193
- [9] Su, Y.L.; Yao, S.H. On the performance and application of CrN coating, *Wear*, Volume 205, Issues 1–2, 1997, p.112-119
- [10] Navinšek, B.; Panjan, P.; Milošev, I. Industrial applications of CrN (PVD) coatings, deposited at high and low temperatures, *Surface and Coatings Technology*, Volume 97, Issues 1–3, 1997, p.182-191
- [11] Gidikova, N. Vanadium boride coatings on steel, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 278, Issues 1–2, 2000, p.181-186
- [12] Sen, S. The characterization of vanadium boride coatings on AISI 8620 steel. *Surface & Coatings Technology*. Volume 190, 2005, p.1– 6
- [13] Matsuda, F.; Nakata, K.; Tohmoto, K. Surface Hardening of Various Metals and Alloys with Boronizing Technique (Materials, Metallurgy & Weldability). *Transactions of JWRI*. Volume 13(2), 1984, p.295-301
- [14] Wang, L.M; Lin, Q.; Yue, L.J.; Liu, L.; Guo, F.; Wang, F.M. Study of application of rare earth elements in advanced low alloy steels. *Journal of Alloys and Compounds* Volume 451, 2008, p.534–537
- [15] Yuan, Z.-X.; Yu, Z.-S.; Tan, P; Song, S.-H. Effect of rare earths on the carburization of steel. *Materials Science and Engineering*. Volume A267, 1999, p.162–166
- [16] Dai, M.; Li, C.; Hu, J. The enhancement effect and kinetics of rare earth assisted salt bath nitriding. *Journal of Alloys and Compounds*. Volume 688, 2016, p.350–356
- [17] Wang, X.; Yan, M.; Liu, R.; Zhang, Y. Effect of rare earth addition on microstructure and corrosion behavior of plasma nitrocarburized M50NiL steel. *Journal of Rare Earths*, Volume 34, No. 11, Nov. 2016, p.1148
- [18] Tang, L.N. & Yan, M.F. Effects of rare earths addition on the microstructure, wear and corrosion resistances of plasma nitrided 30CrMnSiA steel
- [19] Xia, Y-q; Liu, W-M.; Yu, L-G.; Han, N.; Xue, Q-J. Investigation on the tribological properties of boron and lanthanum permeated mild steel. *Materials Science and Engineering*. Volume A354, 2003, p.17-23
- [20] Yuan, X.; Xu, B.; Caib, Y. Study on Cr-Rare Earth Boronizing of the steel 45 at low temperature. *Physics Procedia* Volume 50, 2013, p.82–87
- [21] Kunst, H.; Schaaber, O. Borieren von Eisenwerkstoffen und Titan. *Harterei-Technische Mitteilungen*, 4 (1971), p.18-20

# Liquid-nitrocarburizing of AISI H13 steel for combating molten aluminum corrosion

*Xiaoying Li<sup>1</sup>, JunWang<sup>2</sup> and Hanshan Dong<sup>1</sup>*

*<sup>1</sup>School of Metallurgy and Materials, University of Birmingham, Birmingham B15 2TT UK*

*<sup>2</sup>Sichuan University, China*

## **ABSTRACT**

AISI H13 steel is commonly used as moulding and casting die materials in hot forming processes for aluminium products such as beams, tubes, rods et al[3]. The failure caused by the corrosion-wear of molten aluminum and its alloys is one of the main problems in aluminum industry. In this work, we reported the improved molten aluminum corrosion resistance of AISI H13 steel by liquid-nitrocarburizing (LNC). The effect of the LNC parameters in terms of temperature and time on the surface microstructure of the steel, and its resistance to molten aluminium corrosion were fully studied. The results indicated that LNC treatments can increase the molten aluminum corrosion resistance in a different extent. When a sufficient duplex oxide layer, on the top of the nitrocarburized case, formed during LNC treatment, the molten aluminum corrosion can be significantly combated. The possible mechanisms on the improved molten aluminum corrosion resistance of LNC treated H13 steel were also discussed.



# HVOF cermet coatings to improve sliding wear resistance in engineering systems

*Giovanni Straffelini, Matteo Federici*  
*Dept. Industrial Engineering, University of Trento*

## 1. Introduction

High-Velocity Oxy-Fuel (HVOF) cermet coatings are widely employed in tribological applications, featuring sliding conditions, such as in sliding bearings, valves and forging dies, also as a substitution of hard chrome plating [1]–[3]. WC-Co and  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr cermet coatings are typically used against different materials, such as steels or ceramic materials [4]–[7]. The high wear resistance of these coatings is due to their optimized microstructure, composed of a carbide phase embedded into a ductile metal matrix. The carbides act as the reinforcing component while the metal binder increases the coating toughness and held together the carbide particles [2].

The HVOF process involves a supersonic jet flame produced by the combustion of a mixture of oxygen and fuel. A schematic representation of the HVOF gun is reported in Fig. 1. This special technique has been developed for decreasing the decarburization and oxidation phenomena that occur during the conventional thermal spraying processes. Moreover, the reduced presence of oxides and pores inside the microstructure improves the properties of the sprayed coatings [3], [4].

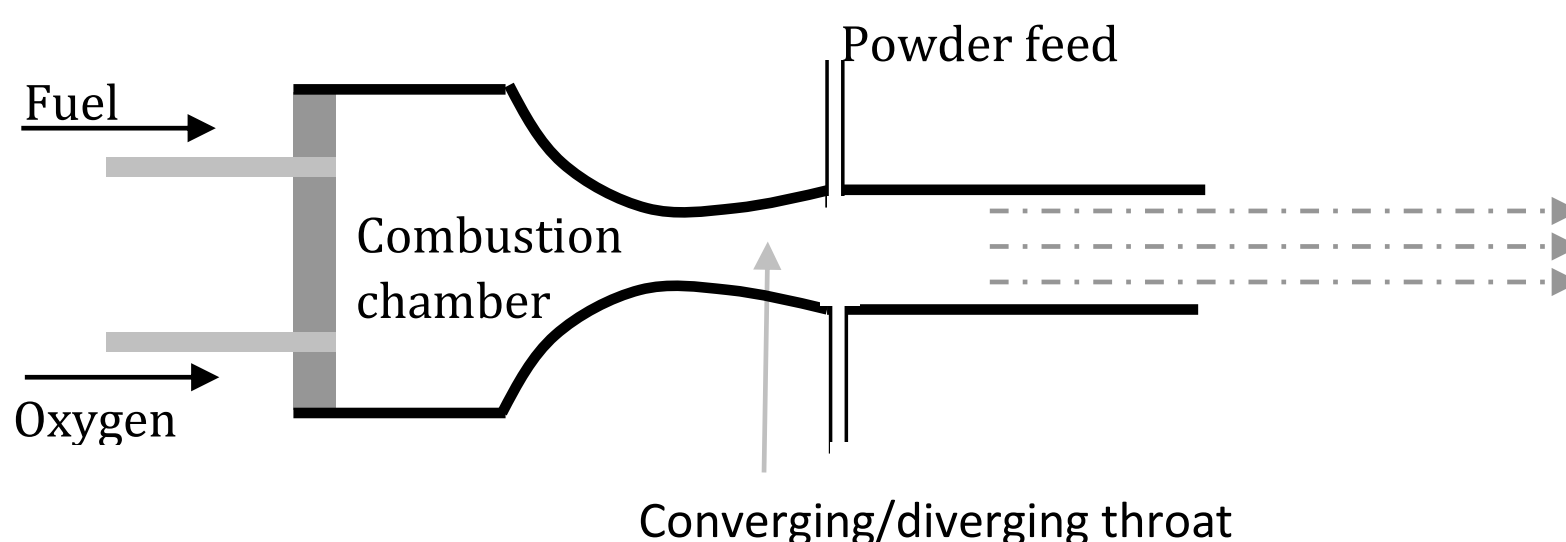


Fig. 1: Schematic representation of a HVOF gun [8].

The substrate preparation is fundamental to improve its adhesion with the coating. Typically, the surfaces of the components to be coated are firstly degreased and then subjected to sand blasting for increasing their surface roughness and promoting the mechanical interlocking between the substrate and the coating. In some cases, to improve the adhesion, intermediate bond layers made of Mo or other alloys are firstly deposited. Depending on the different HVOF guns and coatings to be deposited, several types of fuels can be employed. The most common ones are: hydrogen, propane, kerosene (aviation grade) and liquefied petroleum gas (LPG). Because of several advantages, the latest technology is mainly based on the use of liquid fuels.

The sprayed particles reach speeds values of 2000 m/s and temperatures up to 2700 K [3]. In general, an increase in the oxygen flow rate leads to an increase of both the particle temperatures and speed. However, if the oxygen flow rate is too high, a decrease in particle temperature is observed, due to the oxygen excess that leads to a combustion with a lower efficiency. At the same time, increasing the kerosene liquid flow rate leads to an increase in both particle temperature and speed. Also in this case, after a critical flow rate the particle temperature starts decreasing, because of the non-stoichiometric combustion and the cooling produced by the excess in kerosene [6]. Other relevant process parameters are the powder feed rate (usually in the range 20 to 120 g/min.) and the spraying distance. At low powder feed

rate (typically below 30 g/min) the particles overheat, inducing a loss in hardness and an increase in the residual porosity in the coating. At high powder feed rates (typically in excess of 60 g/min), the flight time of the particles inside the flame is too low, leading to an improper melting of the powder which also causes the lowering of the hardness and the increase of the residual porosity [7]. The spraying distance influences both the temperature and the speed of the sprayed particles; an increase in the spraying distance leads to a decrease in the particle temperature and speed that is due to the cooling effect and to the drag force exerted, on the stream of the semi-molten particles, by the surrounding air. However, a reduction of the spraying distance below 150-200 mm produces an increase in the porosity and a loss in the hardness due to the kinetic energy variations of the in-flight particles [7], [9]. The optimal spraying distance found to be in the range 200-350 mm [7]. A summary of the most common spraying parameters for HVOF cermet coatings is reported in Table 1. After the deposition, the coatings are characterized by a quite high roughness (typical  $R_a$  values between 2-6  $\mu\text{m}$ ). For most applications, surface roughness is reduced by polishing to  $R_a=0.2 \mu\text{m}$  or less.

Process Parameter	Value
Oxygen flow rate	(1.8 - 60) $\text{m}^3/\text{h}$
Hydrogen flow rate	(3.6 - 40) $\text{m}^3/\text{h}$
Kerosene flow rate	(20 - 30) $\text{l/h}$
Carrier gas	Nitrogen
Spraying distance	(200 - 350) $\text{mm}$
Powder feed rate	(25 - 65) $\text{g/min}$

Table 1: Summary of the HVOF process parameters [1], [6], [7], [10], [11].

All process parameters summarized in Table 1 mainly refer to the deposition of conventional powders, with a particle size within 5-60  $\mu\text{m}$ . For the deposition of nano-sized powders, the process parameters should be modified to consider the higher specific surface area that could cause a more rapid decarburization and the formation of higher amounts of parasitic phases [2].

In the present short review, the main characteristics and mechanical properties of HVOF cermet coatings are firstly considered. Then, the dry sliding behaviour of the main type of coatings are analysed at room and high temperature. Finally, the review considers a specific application, namely the HVOF coatings for discs in brake applications. This application is gaining in importance, since it allows the reduction of the wear of the braking components and thus the emission of the airborne particulate matter.

## 2. Microstructure of WC-Co, WC-CoCr and $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr HVOF Coatings

WC-Co HVOF coatings are typically employed when high sliding wear resistance is required. They contain about 6-10%Co, and hard WC grains (hardness, H: 3000  $\text{kg/mm}^2$ ) with a size in the range 1 - 10  $\mu\text{m}$ .  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr HVOF coatings contain about 20%NiCr and  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  grains with a hardness of 1400  $\text{kg/mm}^2$ . These coatings are mainly used for high temperature applications, given their superior oxidation resistance.

The final microstructure of the cermet coatings is strictly related to the deposition parameters, described in the previous section. In particular the maximum temperature and the time spent from the particles at that temperature, strongly affect the final microstructure. This is because, from a thermodynamical viewpoint, in the temperature range between 2000 and 3000K, the  $\text{W}_2\text{C}$  phase is more stable than the WC phase. Therefore, increasing particle temperature leads to a decarburization of the WC phase with the consequent precipitation of  $\text{W}_2\text{C}$  that is harder and more brittle than WC (3000  $\text{kg/mm}^2$  with respect to 2400  $\text{kg/mm}^2$ ). Lekatou et al. [2] described the decarburization mechanism as follows:

- during the spraying process, the periphery of the flying carbide particles reach high temperature and C and W atoms diffuse into the Co matrix;
- the quenching of the sprayed particles, due to the impact with the cold substrate, produces a rapid decrease in the solubility of W and C in Co, leading to the precipitation of a  $\text{W}_2\text{C}$  layer around a WC core.



Skandan et al. [12] proposed the following decarburization reactions for describing the evolution of the carbides during spraying:  $2WC \rightarrow W_2C + C$ ;  $W_2C \rightarrow 2W + C$ ;  $2C + O_2 \rightarrow 2CO$ . The decomposition of  $W_2C$  into W and C produces an additional shell of W deposited around the WC particles. Other parasitic phases, whose formation should be avoided with the correct spray parameters, are the embrittling Co-containing-phases, such as  $Co_3W_3C$ ,  $CoW_6C$  and  $Co_6W_4C$  (also-called  $\eta$ -phases) [13].

Regarding Cr-carbides, above 2500K the most stable phase is  $Cr_{23}C_6$  followed by  $Cr_7C_3$  and  $Cr_3C_2$ . In HVOF coatings containing  $Cr_3C_2$  different decarburization mechanisms were proposed: the  $Cr_7C_3$  forms following the decarburization of the  $Cr_3C_2$  while the  $Cr_{23}C_6$  precipitates during the HVOF process [1]. Zimmermann and Kreye [14] stated that the X-ray diffraction peaks of  $Cr_7C_3$  and  $Cr_{23}C_6$  are overlapped with the ones of NiCr and  $Cr_3C_2$ , making their detection very difficult.

In general, HVOF cermet coatings display a splat-like microstructure due to the impacts of partially melt droplets followed by their rapid solidification. Some residual porosity is found in the interlamellar regions (the typical residual porosities of HVOF coatings are below 2-3%). This splat-like microstructure leads to the anisotropic mechanical properties of the sprayed coatings. A further source of anisotropy is related to the WC particles that remain in solid state during spraying and they may retain their original angular morphology in the microstructure or have a rounded appearance. This rounded morphology is representative of a WC dissolution into the matrix with the formation of an external irregular-shaped  $W_2C$  phase and, possibly, a nanocrystalline/amorphous matrix phase [10].

### 3. Mechanical Properties of HVOF Hard Coatings

The mechanical properties of HVOF cermet coatings depend on different parameters, including process parameters (Table 1), feedstock powder chemistry and particle size, initial phase content and carbide grain size, which influence the final microstructure of the coatings [1].

The process parameters, in particular, determine the particle temperature during spraying that has been shown to be strongly related with the coating microhardness, as shown in Fig. 2 [6]. It is suggested that high process temperatures cause the decarburization and the dissolution of W, Cr and C in the metal matrix (CoCr or NiCr). As a consequence, the coating hardness is increased since the reduction of the volume fraction of WC carbides is more than compensated by the hardness increase of the matrix and, possibly, by a higher content of the harder  $W_2C$  carbides. It has to be further noted that at low temperature, insufficient particle melting is attained that results in increased porosity between splats and then lower hardness.

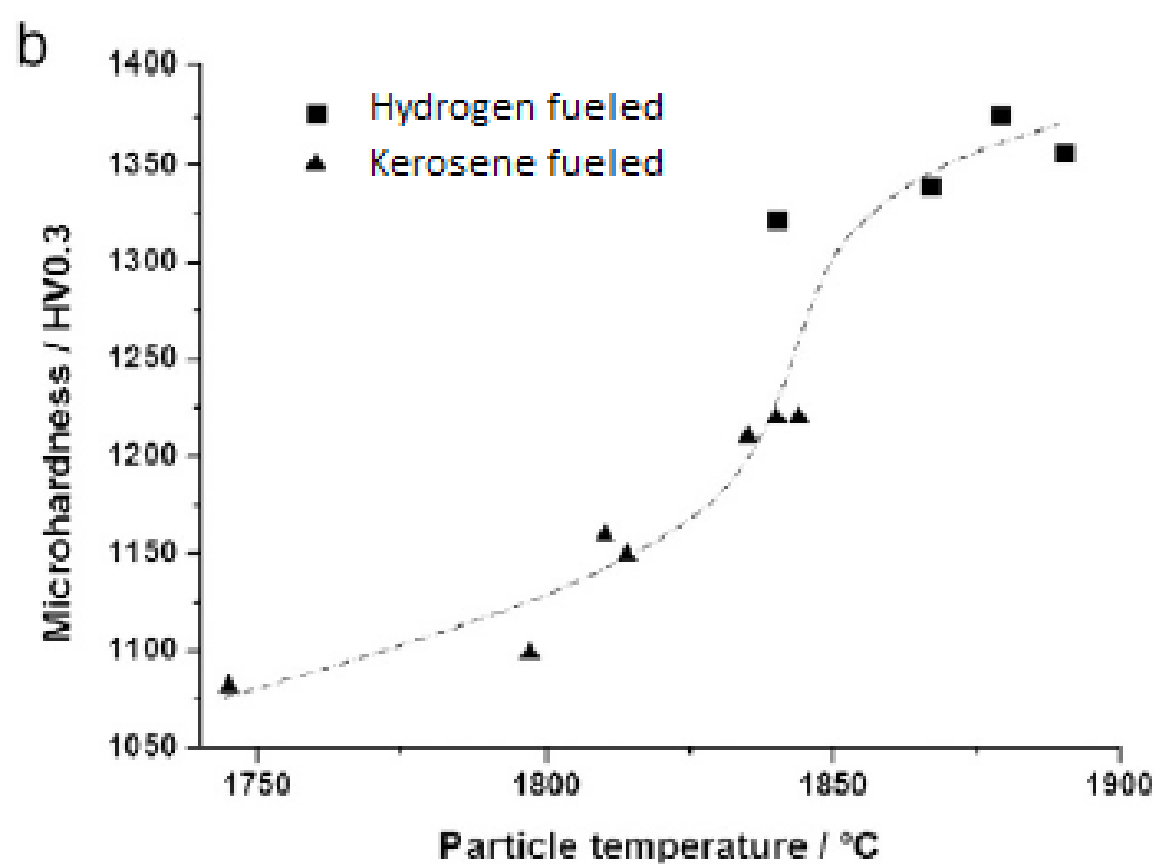


Fig. 2: Microhardness of HVOF WC-CoCr coatings as a function of particle temperature (modified from [6]).

Usmani et al. [15] investigated the properties of WC-17Co coatings obtained with starting powder containing carbide size distributions of 1.2  $\mu m$  (fine), 3.8  $\mu m$  (medium) and 7.9  $\mu m$  (coarse). The coatings contained a significant amount of  $W_2C$  and W. Selected microstructural and mechanical properties are

listed in Table 2. The microhardness values were found to slightly increase by decreasing the carbide size, because of the increased mean free path and the decrease in the  $W_2C$  content. The coating fracture toughness follows the opposite trend, and this was attributed by the Authors to the higher content of  $W_2C$  of the finer carbide particles. It has to be observed in this respect that fracture toughness is lower perpendicularly to the spraying direction, because of the rather low interfacial bonding among the coating splat interfaces.

	Fine	Medium	Coarse
Median carbide size, $\mu\text{m}$	1.2	3.8	7.9
Mean free path, $\mu\text{m}$	0.42	1.01	1.47
$W_2C$ , wt.%	68	48	48
Microhardness, $\text{kg}/\text{mm}^2$ (obtained from Knoop tests)	1274	1244	1233
Mean fracture toughness, $\text{MPa m}^{1/2}$	4.4	5.7	6.1

Table 2: Microstructural and mechanical properties of the HVOF WC-Co coatings investigated by Usmani et al. [15].

La Vecchia et al. [16] investigated the properties of three different HVOF coatings: WC-12Co, WC-10Co4Cr,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -25NiCr. The obtained microhardness values were: 1260, 1255, 1060  $\text{kg}/\text{mm}^2$ . The lowest value for the  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -based coating was attributed to the higher content in metallic binder and, most of all, to the lower hardness of Cr carbide (1400  $\text{kg}/\text{mm}^2$ ).

The prediction and interpretation of the hardness and fracture toughness of HVOF cermet coatings are not always straightforward, because of the large number of microstructural parameters that may play a role. Nahvi et al. [10] investigated different WC-based cermets measuring their microhardness, porosity and fracture toughness. The investigated coatings were WC-Co (codenamed: WC-C), WC-FeCrAl (WC-F) and WC-NiMoCrFeCo (WC-N). Table 3 provides a list of the microstructural and mechanical properties of the coatings. The total volume fraction of carbides in WC-F and WC-N was almost the same, but WC-N displayed a much lower microhardness. The Authors attributed this result to the higher content in  $W_2C$  ( $W_2C/WC$  ratio equal to 40.42). Even if  $W_2C$  has a higher hardness than WC, the  $W_2C$  phase surrounding the WC grains decreases the cohesion of the grains with the matrix, deteriorating the hardness and also the fracture toughness. The WC-C coating, the one with the lowest fraction of carbides, showed the highest fracture toughness value and an intermediate value of hardness.

Designation	Carbide phase [vol %]	( $W_2C/WC$ ) ratio	Porosity [vol.%]	Microhardness [HV0.3]	Mean $K_{Ic}$ [ $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ]
WC-C	55	9.14	1.8	1305 $\pm$ 71	5.9 $\pm$ 0.13
WC-F	58	12.48	5.1	1498 $\pm$ 82	3.1 $\pm$ 0.23
WC-N	59	40.42	2.2	1254 $\pm$ 38	2.8 $\pm$ 0.27

Table 3: Microstructural and mechanical properties of the HVOF coatings investigated by Nahvi et al. [10].

#### 4. Room Temperature Sliding Wear Behavior of HVOF Coatings

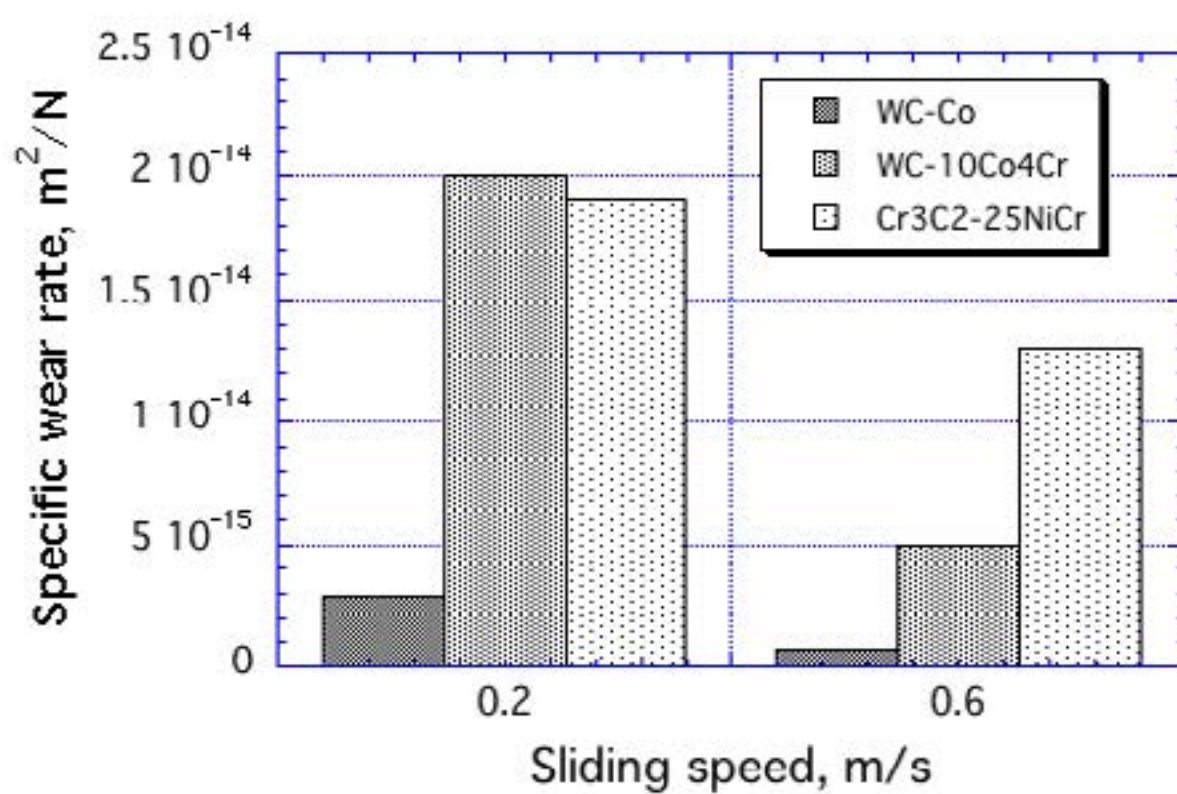
In the cited paper, La Vecchia et al. [16] investigated the dry sliding behaviour of three different HVOF coatings: WC-Co-12Co; WC-10Co4Cr;  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -25NiCr. All samples were ground to a surface roughness of  $R_a=0.1 \mu\text{m}$  and the tests were performed using a block-on-ring test. Both blocks and rings were coated. The results are shown in Fig 3, where the experimental specific wear rates (given by the ratio of the wear volume with the applied load and sliding distance, and indicated herewith with  $K_a$ ) are reported as a function of sliding speed. The WC-12Co coating shows mild wear (with a specific wear coefficient,  $K_a$ , lower than  $10^{-15} \text{m}^2/\text{N}$ ), which is quite similar to that typically displayed by the as-sintered WC-Co hard metals [8]. The second coating, however, displays a much larger  $K_a$  (in particular at 0,2 m/s) even if its hardness is



similar to that of the first one. The different behaviour was attributed to the presence of the  $\eta$ -phase (pre-existing in the starting powder), which strongly embrittled the coating, promoting the formation and removal of wear fragments. The third coating shows a  $K_a$  similar to that of the second one. This last coating does not contain the  $\eta$ -phase, but its hardness is lower than that of the first coating.

Sudaprasert et al. [17], investigated the sliding wear behaviour of two WC-12Co coatings obtained using kerosene (liquid fuel) or hydrogen (gas fuel), with a hardness of 1230 and 1280 kg/mm<sup>2</sup> respectively. The tests were conducted in a ball on disc configuration, using a ceramic (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) ball as a counterface. The obtained  $K_a$ -values were approximately 10<sup>-15</sup> m<sup>2</sup>/N and 2 10<sup>-16</sup> m<sup>2</sup>/N, in agreement with the results of La Vecchia et al. [16].

The specific wear coefficient,  $K_a$ , is expected to be directly proportional to the coating hardness. As seen, however, microstructural defects, such as the presence of embrittling phases, residual pores and insufficient bonding between the lamellae, may exert a very important role and render the hardness-wear relationship unreliable. A further complication in this is given by the roughness of the coatings and the counterparts, that are in most cases unknown and their role is therefore difficult to take into account. As an example, Picas et al. [18] investigated the sliding behaviour of different Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-CoNiCrAlY coatings with hardness between approximately 1130 and 1290 kg/mm<sup>2</sup>. Pin on disc tests were carried out using WC-6Co spherical pins sliding against coated discs. The disc wear coefficients were found to vary between 1.7 10<sup>-14</sup> m<sup>2</sup>/N and 8 10<sup>-15</sup> m<sup>2</sup>/N. The  $K_a$ -values were found to decrease with increasing the coating hardness. Furthermore, they are higher than the values previously reported in the case of coatings with similar hardness values. Recently, Bolelli et al. [19] studied the sliding wear of WC-CoCr and WC-(W,Cr)<sub>2</sub>C-Ni coatings with a roughness of 0.02  $\mu$ m. A ball on disc equipment was used, and the ball was made of alumina. Some microstructural and mechanical properties, including the specific wear coefficients are listed in Table 4. In this case, the  $K_a$ -values are proportional to the coating microhardness, but they are from 1 to 2 order of magnitude lower than the values previously reported.



**Figure 3** – Specific wear rate vs. sliding speed for three HVOF coatings dry sliding against a counterface of the same type in a block-on-ring configuration (modified from [16]).

Material	Microhardness [kg/mm <sup>2</sup> ]	Mean $K_{IC}$ [MPa√m]	Friction coefficient	$K_a$ , [m <sup>2</sup> /N]
WC-CoCr	1131	5.06	0.44	app. 6 10 <sup>-17</sup>
WC-(W, Cr) <sub>2</sub> C-Ni	1090	3.66	0.63	app. 10 <sup>-16</sup>

Table 4: Microstructural and mechanical properties of the HVOF coatings investigated by Bolelli et al. [19].

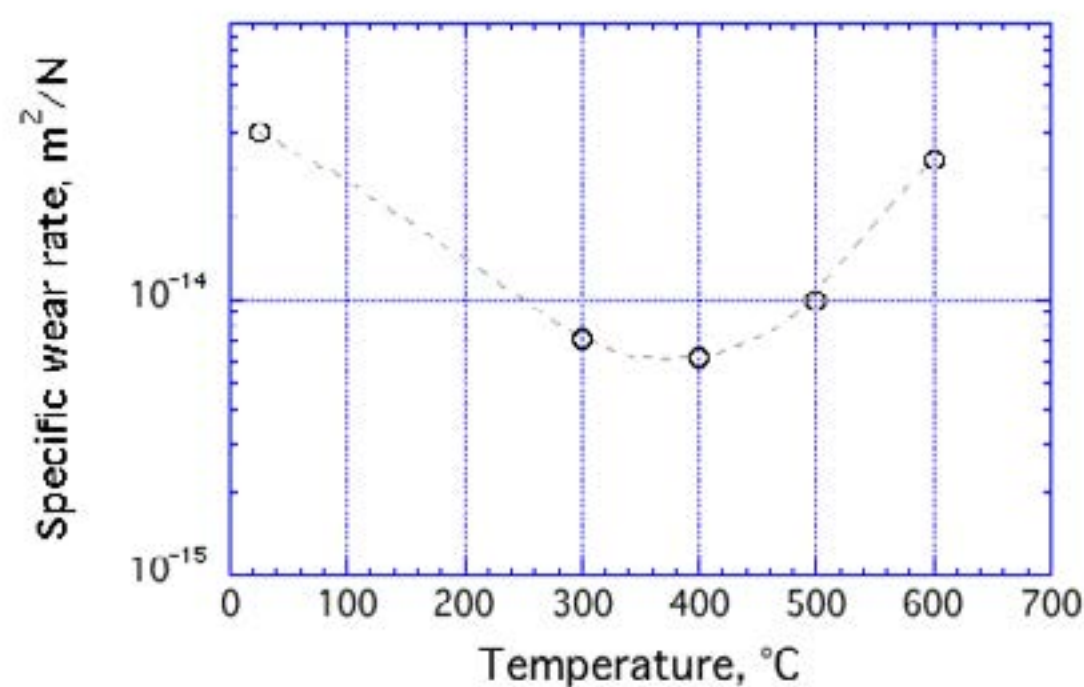
The sliding tests discussed so far were carried out using ceramic counterfaces. However, in different applications metal alloys, and in particular steel, are used as counterparts. Ishikawa et al. [3] studied the sliding wear behavior of WC-20%Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-7%Ni by means of a pin-on-disc apparatus. The discs were coated and their surface roughness was decreased by polishing to 0.01-0.02  $\mu$ m. Iron pins (with a hardness of 138

HV) were used as counterparts. Different mixtures of oxygen and fuel were used for the spray process. The sprayed coatings had quite high microhardness values, approximately between 1200 and 1650 kg/mm<sup>2</sup>. The obtained  $K_a$ -values are typical of the mild wear regime for both pins and discs. In particular, the wear rate of the coated disc with the highest hardness, was not reported because their particularly low weight loss did not allow any detectable weight change before and after wear testing. The recorded friction coefficients were quite high, in the range 0.85-0.91. Quite interestingly, the  $K_a$ -values of the iron pins were also low except one case. The Authors explain this result considering the attainment, during sliding, of a tribo-oxidative wear, with the formation of protective oxide scales. Similar results were obtained by Sidhu et al. [4]. The Authors investigated the wear performance of WC-Co and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr HVOF coated pins sliding against a hardened Steel (hardness of 62-65 HRC) disc. The roughness of the coatings was reduced to  $1.00 \pm 0.32 \mu\text{m}$ . The recorded friction coefficient was approximately 0.5 for the WC-Co coating, and 0.78 for the other. The recorded specific wear coefficients were quite low, below  $10^{-15} \text{ m}^2/\text{N}$ , and they were found to increase during sliding, even if no steady-state was still reached before the end of the tests.

## 5. High Temperature Wear Behavior of HVOF Coatings

HVOF cermet coatings are particularly suitable for high-temperature applications, since they are able to retain their hardness up to 600°C or more. In these applications, ceramic materials are always used as counterparts.

Valentinelli et al. [20] carried out pin-on-disc sliding tests at different temperatures, using HVOF WC-17Co coated discs (hardness of 1150 kg/mm<sup>2</sup>) and alumina balls (hardness equal to 1600 kg/mm<sup>2</sup>). The results are shown in Fig.4. At room temperature, the  $K_a$ -value is quite high (approximately  $4 \cdot 10^{-14} \text{ m}^2/\text{N}$ ), most probably because of some abrasive interactions during the sliding. The specific wear rate reaches a minimum at a temperature of about 400°C. In fact, wear was by tribo-oxidation and as the temperature was increased the oxide layer was able to better protect the coating from wear. However, if the testing temperature exceeded 400°C, the oxidation rate became too high and, at the same time, the hardness of the coating decreased. As a result, the specific wear rate increased.



**Figure 4** – Specific wear rate as a function of ambient temperature for HVOF WC-Co coatings sliding against an alumina ball counterface (modified from [20]).

Zhang et al. [21] investigated the high temperature sliding wear behaviour of WC-10Co-4Cr and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25%-NiCr coatings by means of with a ball on disc apparatus. The tests were performed at 500°C and 600°C in nitrogen atmosphere. The ball material was Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Before the tests, the coated discs were polished to reach a surface roughness lower than 0.35  $\mu\text{m}$ . The recorded average steady-state friction coefficients are listed in Table 5. They decrease with the testing temperature. As far as the wear behaviour is concerned, for the WC-10Co4Cr coating the measured wear coefficients were  $9.6 \cdot 10^{-17} \text{ m}^2/\text{N}$  at 500°C and  $4.2 \cdot 10^{-17} \text{ m}^2/\text{N}$  at 600°C. For the Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25NiCr coatings, the Authors were not able to measure the wear track, revealing the well-known excellent high temperature wear resistance of this kind of coatings. The  $K_a$ -



values are extremely low, but it is not clear if the absence of oxygen in the testing atmosphere played a particular role in this.

Coating	500°C	600°C
WC-10Co-4Cr	0.59	0.44
Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> -25NiCr	0.87	0.70

Table 5: friction coefficient of the coatings at the testing temperature [21].

In the above cited investigation, Bolelli et al. [19] studied the sliding wear behaviour (in air) of WC-CoCr and WC-(W,Cr)<sub>2</sub>C-Ni coatings at different temperatures: room temperature, 400, 600 and 750°C. For temperatures up to 600°C, the recorded specific wear coefficients were below  $1 \cdot 10^{-16} \text{ m}^2/\text{N}$  for the WC-CoCr coating, and below  $4 \cdot 10^{-15} \text{ m}^2/\text{N}$  for the WC-(W,Cr)<sub>2</sub>C-Ni coating, in substantial agreement with the data reported by Zhang et al. [21]. At 750°C, the specific wear coefficient of the WC-(W,Cr)<sub>2</sub>C-Ni coating increased to  $10^{-14} \text{ m}^2/\text{N}$ , and became very severe for the WC-CoCr coating (in excess of  $10^{-13} \text{ m}^2/\text{N}$ ). This confirms that at room and low ambient temperatures, the WC-CoCr coating performs better than cermet coatings based on Cr carbides. Nevertheless, at high temperatures an opposite trend is observed. At room temperature, the observed wear mechanism was the abrasion exerted by the alumina ball asperities, whereas at 400°C and 600°C, the thermal softening of the metal matrix causes a transfer of oxidized material onto the alumina ball leading to a mild wear regime. At 750°C, the WC-CoCr underwent severe oxidation of the matrix, which greatly reduced the wear resistance. On the other hand, at 750°C the WC-(W,Cr)<sub>2</sub>C-Ni was soon covered by an uniform and compact layer of NiWO<sub>4</sub> + CrWO<sub>4</sub>, which protected the surface from severe wear [19].

## 6. Recently Proposed HVOF Coatings

Yuan et al. [22] investigated the possibility of improving the hardness and the sliding wear behaviour of WC-Co coatings with the addition of submicron-sized WC particles. A commercial WC-12Co powder with a particle size of  $45 \pm 15 \mu\text{m}$  was blended with the submicron-sized WC powder (particle size about 300 nm) by ball milling. The microhardness of the coatings was found to increase from approximately 1150 HV for the traditional WC-12Co coating, to approximately 1400 HV for the coating with 5% of submicron particles. Sliding tests were carried out at room temperature and using Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> balls as a counterpart. The experimental  $K_a$ -values were found to decrease from  $6 \cdot 10^{-16} \text{ m}^2/\text{N}$  to  $5.2 \cdot 10^{-16} \text{ m}^2/\text{N}$ . This decrease was attributed to the submicron-sized particles embedded in the splat interfaces, which hinder the propagation of the wear cracks.

In recent years, the high fluctuation in the price of Ni and Co and the possible health issues of the airborne wear fragments containing WC, Co, Cr, Ni, became the driving force for replacing the traditional cermet coatings with less expensive Fe-based alloys. Milanti et al. [23] investigated the properties and the tribological behavior of HVOF-sprayed Fe-Ni-Cr-B-C and Fe-Ni-Cr-Mo-B-C coatings. Ni was added to promote the formation of an austenitic matrix, with a better corrosion resistance than the ferritic one; Cr was added to promote the formation of fine and dispersed carbides; B was mainly added to favour the formation of a nanocrystalline/amorphous microstructure; Mo was added to promote the formation during sliding of beneficial MoO<sub>3</sub> and NiMoO<sub>4</sub> which are expected to act as solid lubricants, improving the sliding wear behavior of the coating [24]–[26]. The innovative Fe-based coatings were deposited by HVOF on a low carbon steel substrate. The hardness of the coatings was approximately between 600 and 800 HV0.3, and therefore quite lower than the typical hardness values of HVOF cermet coatings. The sliding behaviour of these Fe-based coatings was tested by a ball-on-disc apparatus, using an alumina ball. The wear rates of discs and counterparts are reported in Table 6 (the results relating to a conventional WC-CoCr coating with microhardness of approximately 1300 HV are also included as a comparison).

The data in Table 6 clearly show that the novel Fe-based coatings display a worse wear behaviour with respect to the conventional WC-CoCr coating, and this is clearly due to their lower hardness. The  $K_a$ -values are approximately two order of magnitude higher. However, it is also seen that novel Fe-base coatings induces a lower wear of the alumina ball counterfaces (approximately one order of magnitude lower wear).

Coating	Disc wear rate [m <sup>2</sup> /N]	Alumina ball wear rate [m <sup>2</sup> /N]
Fe-Ni-Cr-B-C	3.45 10 <sup>-15</sup>	0.101 10 <sup>-15</sup>
Fe-Ni-Cr-Mo-B-C	3.25 10 <sup>-15</sup>	0.095 10 <sup>-15</sup>
WC-CoCr	0.06 10 <sup>-15</sup>	1.151 10 <sup>-15</sup>

Table 6: Wear rates after ball-on-disc tests [23].

Terajima et al. [27] tried to improve the wear resistance of the amorphous Fe-based coatings (FeCrMoCB) by adding WC-12Co particles to the feedstock. Three compositions were investigated, containing 2, 4 and 8 wt.% of WC-Co reinforcing particles. For a comparison, a coating without WC-Co particles was tested. It was noted that the Fe-based coating contained a higher amount of porosity than the one reinforced with WC-Co particles. In fact, the added carbides were found to fill the cavities at the splat interfaces. As a consequence, the increasing content of WC-Co fraction improved the microhardness of the coatings from approximately 700 HV to approximately 900 HV. The sliding behaviour of the coatings was investigated by means of a reciprocating tribometer equipped with an alumina ball. Increasing content in WC-Co particles resulted in a decrease in friction coefficient from 0.8 to approximately 0.6, and in reduction in  $K_a$  from 8 10<sup>-14</sup> to 1.5 10<sup>-14</sup> m<sup>2</sup>/N. However, these  $K_a$ -values are still quite high, due to the relative low hardness of the coatings and the abrasive interaction exerted by WC debris peeled from the coatings.

More recently, Bolelli et al. [28] also investigated the possibility of reinforcing the Fe-based coatings with WC particles. The results show that the  $K_a$ -values of the newly developed Fe-based coatings were comparable to those of the traditional WC-CoCr coatings, and lower than 10<sup>-17</sup> m<sup>2</sup>/N, i.e., extremely low. Moreover, the same authors tested different types of Fe-based coatings [29], [30] detecting specific wear coefficients in the order of magnitude of 10<sup>-15</sup> m<sup>2</sup>/N.

## 7. HVOF Cermet Coatings for Braking discs

HVOF cermet coatings are quite promising in brake systems that are made of a friction material pad sliding against a rotating disc [31]–[33]. In fact, disc wear contributes significantly to system wear and also to the emission of wear particles into the environment [34]. Since the release in the environment of wear particles is strictly related to the wear of the components in sliding contact, by increasing the wear resistance of the discs a reduction in the emissions is expected.

Federici et al. [35] studied the influence of the initial surface roughness and skewness of HVOF WC-10Co4Cr coated discs sliding against a commercial low-metallic friction material. It was found that the best compromise between the frictional and wear performances and industrial feasibility of the polishing process, was attained at an average surface roughness of approximately 1 μm. As surface roughness is decreased, the pin wear decreases only slightly whereas the friction coefficient increases too much. The tribological characterization, related to the surface properties of the coated discs, was also extended to their running-in behaviour [36] showing the importance of the polishing process.

Federici et al. [31], also investigated the dry sliding behaviour of WC-CoCr and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr coated discs against a commercial friction material, at both room temperature and 300°C. The steady-state friction coefficients at room temperature were quite high, approximately 0.7 and 0.6 in the case of the WC-CoCr and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr coated discs, but they were attained after quite a long running-in stage, necessary to form a



proper friction layer. At 300°C no running-in was observed and the friction coefficient was only slightly reduced. The specific wear coefficients of the coated discs were negligible in all cases.

Wahlström et al. [37] investigated the emission of airborne particles due to the wear of the materials of the braking systems with HVOF cermet coating discs. The results were quite promising showing that this kind of coatings can effectively contribute at the reduction of particle matter emissions. In this respect, Menapace et al. [38] extended the study, investigating the chemical and phase composition of the airborne fraction of wear debris collected during dyno-bench tests with WC-CoCr coated discs. One of the main results of the investigation was the detection of some critical components transferred from the coating to the airborne fraction of wear debris, including WC and Co. Since some species of this element are considered as hazardous for the human body [39], they should be removed from the coatings used for braking applications. In this respect, the novel Fe-based coatings could be promising, and should be investigated in the future.

## Bibliography

- [1] M. Akhtari Zavareh, A. A. D. M. Sarhan, B. B. Razak, and W. J. Basirun, "The tribological and electrochemical behavior of HVOF-sprayed Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr ceramic coating on carbon steel," *Ceram. Int.*, vol. 41, no. 4, pp. 5387–5396, May 2015.
- [2] A. Lekatou, D. Sioulas, A. E. Karantzalis, and D. Grimanelis, "A comparative study on the microstructure and surface property evaluation of coatings produced from nanostructured and conventional WC-Co powders HVOF-sprayed on Al7075," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 276, pp. 539–556, 2015.
- [3] Y. Ishikawa, S. Kuroda, and J. Kawakita, "Sliding wear properties of HVOF sprayed," vol. 201, pp. 4718–4727, 2007.
- [4] H. S. Sidhu, B. S. Sidhu, and S. Prakash, "Wear characteristics of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr and WC-Co coatings deposited by LPG fueled HVOF," *Tribol. Int.*, vol. 43, no. 5–6, pp. 887–890, May 2010.
- [5] J. Pan, S. Hu, L. Yang, K. Ding, and B. Ma, "Numerical analysis of flame and particle behavior in an HVOF thermal spray process," *Mater. Des.*, vol. 96, pp. 370–376, 2016.
- [6] J. A. Picas, M. Punset, M. T. Baile, E. Martín, and A. Forn, "Effect of oxygen/fuel ratio on the in-flight particle parameters and properties of HVOF WC-CoCr coatings," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 205, no. SUPPL. 2, pp. S364–S368, 2011.
- [7] K. Murugan, A. Ragupathy, V. Balasubramanian, and K. Sridhar, "Optimizing HVOF spray process parameters to attain minimum porosity and maximum hardness in WC-10Co-4Cr coatings," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 247, pp. 90–102, 2014.
- [8] G. Straffelini, *Friction and Wear Methodologies for Design and Control*. Springer International Publishing Switzerland, 2015.
- [9] Q. Wang, Z. Chen, L. Li, and G. Yang, "The parameters optimization and abrasion wear mechanism of liquid fuel HVOF sprayed bimodal WC-12Co coating," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 206, no. 8–9, pp. 2233–2241, 2012.
- [10] S. M. Nahvi and M. Jafari, "Microstructural and mechanical properties of advanced HVOF-sprayed WC-based cermet coatings," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 286, pp. 95–102, 2016.
- [11] J. K. N. Murthy and B. Venkataraman, "Abrasive wear behaviour of WC-CoCr and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-20(NiCr) deposited by HVOF and detonation spray processes," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 200, no. 8, pp. 2642–2652, Jan. 2006.
- [12] G. Skandan, R. Yao, B. H. Kear, Y. Qiao, L. Liu, and T. E. Fischer, "Multimodal powders: a new class of feedstock material for thermal spraying of hard coatings," *Scr. Mater.*, vol. 44, no. 8–9, pp. 1699–1702, May 2001.
- [13] T. Sahraoui, N. Fenineche, G. Montavon, and C. Coddet, "Structure and wear behaviour of HVOF sprayed Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr and WC-Co coatings," vol. 24, no. 03, pp. 309–313, 2003.
- [14] S. Zimmermann and H. Kreye, "Chromium carbide coatings produced with various HVOF spray

- systems," in *Thermal Spray Practical Solutions for Engineering Problems; Proc. of the 9th National Thermal Spray Conference*, 1996, pp. 147–152.
- [15] S. Usmani, S. Sampath, D. L. Houck, and D. Lee, "Effect of Carbide Grain Size on the Sliding and Abrasive Wear Behavior of Thermally Sprayed WC-Co Coatings," *Tribol. Trans.*, vol. 40, no. 3, pp. 470–478, Jan. 1997.
- [16] G. M. La Vecchia, F. Mor, G. Straffelini, and D. Doni, "Microstructure and sliding wear behaviour of thermal spray carbide coatings," *Int. J. Powder Metall.*, vol. 35, pp. 37–46, 1999.
- [17] T. Sudprasert, P. H. Shipway, and D. G. McCartney, "Sliding wear behaviour of HVOF sprayed WC-Co coatings deposited with both gas-fuelled and liquid-fuelled systems," *Wear*, vol. 255, no. 7–12, pp. 943–949, Aug. 2003.
- [18] J. A. Picas, M. Punset, S. Menargues, E. Martín, and M. T. Baile, "Microstructural and tribological studies of as-sprayed and heat-treated HVOF Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-CoNiCrAlY coatings with a CoNiCrAlY bond coat," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 268, pp. 317–324, Apr. 2015.
- [19] G. Bolelli, L. M. Berger, M. Bonetti, and L. Lusvarghi, "Comparative study of the dry sliding wear behaviour of HVOF-sprayed WC-(W,Cr)<sub>2</sub>C-Ni and WC-CoCr hardmetal coatings," *Wear*, vol. 309, no. 1–2, pp. 96–111, 2014.
- [20] L. Fedrizzi, L. Valentinelli, S. Rossi, and S. Segna, "Tribocorrosion behaviour of HVOF cermet coatings," *Corros. Sci.*, vol. 49, no. 7, pp. 2781–2799, Jul. 2007.
- [21] W. Zhang, L. Liu, and M. Zhang, "Comparison between WC – 10Co – 4Cr and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> – 25NiCr coatings sprayed on H13 steel by HVOF," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 25, no. 11, pp. 3700–3707, 2015.
- [22] J. Yuan, C. Ma, S. Yang, Z. Yu, and H. Li, "Improving the wear resistance of HVOF sprayed WC-Co coatings by adding submicron-sized WC particles at the splats' interfaces," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 285, pp. 17–23, 2016.
- [23] A. Milanti, H. Koivuluoto, P. Vuoristo, G. Bolelli, F. Bozza, and L. Lusvarghi, "Microstructural Characteristics and Tribological Behavior of HVOF-Sprayed Novel Fe-Based Alloy Coatings," *Coatings*, vol. 4, no. 1, pp. 98–120, Jan. 2014.
- [24] J. H. Shin, Q. M. Wang, and K. H. Kim, "Microstructural evolution and tribological behavior of Mo-Cu-N coatings as a function of Cu content," *Mater. Chem. Phys.*, vol. 130, no. 3, pp. 870–879, Nov. 2011.
- [25] B. Tian, W. Yue, Z. Fu, Y. Gu, C. Wang, and J. Liu, "Surface properties of Mo-implanted PVD TiN coatings using MEVVA source," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 280, pp. 482–488, Sep. 2013.
- [26] M. Woydt, A. Skopp, and D. K. Witke, "Wear engineering oxides/anti-wear oxides," vol. 218, pp. 84–95, 1998.
- [27] T. Terajima, F. Takeuchi, K. Nakata, S. Adachi, K. Nakashima, and T. Igarashi, "Composite coating containing WC / 12Co cermet and Fe-based metallic glass deposited by high-velocity oxygen fuel spraying," *J. Alloys Compd.*, vol. 504, pp. S288–S291, 2010.
- [28] G. Bolelli, T. Börner, F. Bozza, V. Cannillo, G. Cirillo, and L. Lusvarghi, "Cermet coatings with Fe-based matrix as alternative to WC-CoCr: Mechanical and tribological behaviours," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 206, no. 19–20, pp. 4079–4094, May 2012.
- [29] G. Bolelli *et al.*, "Tribology of FeVCrC coatings deposited by HVOF and HVAF thermal spray processes," *Wear*, vol. 394–395, no. November 2017, pp. 113–133, Jan. 2018.
- [30] G. Bolelli *et al.*, "Properties of HVOF-sprayed TiC-FeCrAl coatings," *Wear*, vol. 418–419, no. July 2018, pp. 36–51, Jan. 2019.
- [31] M. Federici, C. Menapace, A. Moscatelli, S. Gialanella, and G. Straffelini, "Pin-on-disc study of a friction material dry sliding against HVOF coated discs at room temperature and 300 °C," *Tribol. Int.*, vol. 115, pp. 89–99, Nov. 2017.
- [32] M. Watremez, J. P. Bricout, B. Marguet, and J. Oudin, "Friction, Temperature, and Wear Analysis for Ceramic Coated Brake Disks," *J. Tribol.*, vol. 118, no. 3, p. 457, 1996.
- [33] A. Öz, H. Gürbüz, A. K. Yakut, and S. Sağıroğlu, "Braking performance and noise in excessive worn brake discs coated with HVOF thermal spray process," *J. Mech. Sci. Technol.*, vol. 31, no. 2, pp. 535–543, Feb. 2017.
- [34] J. Wahlström, A. Söderberg, L. Olander, A. Jansson, and U. Olofsson, "A pin-on-disc simulation of



- airborne wear particles from disc brakes,” *Wear*, vol. 268, no. 5–6, pp. 763–769, 2010.
- [35] M. Federici, C. Menapace, A. Moscatelli, S. Gialanella, and G. Straffelini, “Effect of roughness on the wear behavior of HVOF coatings dry sliding against a friction material,” *Wear*, vol. 368–369, 2016.
- [36] M. Federici, G. Perricone, S. Gialanella, and G. Straffelini, “Sliding Behaviour of Friction Material Against Cermet Coatings: Pin-on-Disc Study of the Running-in Stage,” *Tribol. Lett.*, vol. 66, no. 2, p. 53, Jun. 2018.
- [37] J. Wahlström, Y. Lyu, V. Matjeka, and A. Söderberg, “A pin-on-disc tribometer study of disc brake contact pairs with respect to wear and airborne particle emissions,” *Wear*, vol. 384–385, no. February, pp. 124–130, Aug. 2017.
- [38] C. Menapace, A. Mancini, M. Federici, G. Straffelini, and S. Gialanella, “Characterization of airborne wear debris produced by brake pads pressed against HVOF-coated discs,” *Friction*, Apr. 2019.
- [39] ECHA, “SVHC List,” 2018. [Online]. Available: [https://echa.europa.eu/it/candidate-list-table?p\\_p\\_id=disslists\\_WAR\\_disslistsportlet&p\\_p\\_lifecycle=1&p\\_p\\_state=normal&p\\_p\\_mode=view&p\\_p\\_col\\_id=column-1&p\\_p\\_col\\_pos=2&p\\_p\\_col\\_count=3&\\_disslists\\_WAR\\_disslistsportlet\\_javax.portlet.action=searchDissLists](https://echa.europa.eu/it/candidate-list-table?p_p_id=disslists_WAR_disslistsportlet&p_p_lifecycle=1&p_p_state=normal&p_p_mode=view&p_p_col_id=column-1&p_p_col_pos=2&p_p_col_count=3&_disslists_WAR_disslistsportlet_javax.portlet.action=searchDissLists).



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Mode and Cause of Failures in Bevel Gears Teeth – An Overview

### Modo e Causa de Falhas em Dentes de Engrenagens Cônicas – Uma Visão Geral

Rafael Luciano Dalcin <sup>(1)</sup>

Douglas Rodrigues de Rodrigues <sup>(2)</sup>

Valcir Marques de Menezes <sup>(3)</sup>

Jérémy Epp <sup>(4)</sup>

Hans-Werner Zoch <sup>(5)</sup>

Alexandre da Silva Rocha <sup>(6)</sup>

---

#### ABSTRACT

Bevel gears are mechanical components used to transmit rotational movement and power between shafts (not parallel) and are widely applied in gearboxes. During contact moments (gearing), the superficial damage accumulation is based on the transmitted power conjugation, the gears geometry and the properties of materials and lubricants, also the cumulated number of request cycles. If the gear teeth fail, the whole set do not work, since it will be unable to the transmission of movement and power. Therefore, this paper presents the state of the art about the new continuous cooling bainitic steels for gear applications as well as surface treatment techniques to improve its mechanical properties, but with low energy consumption. Finally, it presents a series of conclusions about the mode and causes of failures in bevel gears teeth.

**Keywords —** Bevel Gears, Materials for Gears, Surface Hardening Treatments, Mode of Failures, Cause of Failures.

---

#### RESUMO

As engrenagens cônicas são componentes mecânicos usados para transmitir movimento de rotação e potência entre eixos concorrentes (não paralelos) e é amplamente aplicado em caixas de transmissão. Durante os instantes de contato (engrenamento), a acumulação dos danos superficiais tem por base a conjugação da potência transmitida, a geometria das engrenagens e as propriedades dos materiais e lubrificantes, além do número acumulado de ciclos de solicitação. Se os dentes da engrenagem falhar, todo o conjunto não funcionará, uma vez que será impossibilitado de transmitir movimento e potência. Portanto, esse artigo apresenta o estado da arte sobre os novos aços bainíticos de resfriamento contínuo para aplicações em engrenagens, bem como técnicas de tratamentos de superfície para melhorar

<sup>(1)</sup> PhD Student; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, rafael.dalcin@ufrgs.br

<sup>(2)</sup> Eng. Student; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, douglas.rodrigues@ufrgs.br

<sup>(3)</sup> MSc Student; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, valcir.menezes@ufrgs.br

<sup>(4)</sup> Prof. Dr.; Institut für Werkstofforientierte Technologien, Germany, epp@iwt-bremen.de

<sup>(5)</sup> Prof. Dr.; Institut für Werkstofforientierte Technologien, Germany, zoch@iwt-bremen.de

<sup>(6)</sup> Prof. Dr.; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, alexandre.rocha@ufrgs.br



suas propriedades mecânicas, mas com o mínimo consumo energético. Por fim, apresenta uma série de conclusões sobre o modo e as causas de falhas em dentes de engrenagens cônicas.

**Palavras-chave — Engrenagens Cônicas, Materiais para Engrenagens, Tratamentos de Endurecimento Superficial, Modo de Falhas, Causa das Falhas.**

## 1. INTRODUCTION

During the 20<sup>th</sup> century, the technological field of materials processing and the development of lubricants allowed the design of high-performance gears capable of transmitting high torque, even when operating at high speeds [1,2]. Nowadays, the gears are standardized concerning tooth shape and size, according to recommendations suggested in the *American Gear Manufacturers Association (AGMA)* [3]. Usually, failures can occur due to several factors, including improper gear set design, improper assembly or misalignment of gears, overloads, stress concentrators or subsurface defects in critical areas, and use of materials and/or inadequate heat treatments [2,4-8], but in the literature it has been proposed that, if all other causes are avoided, the gears will eventually fail due to contact fatigue [9-11].

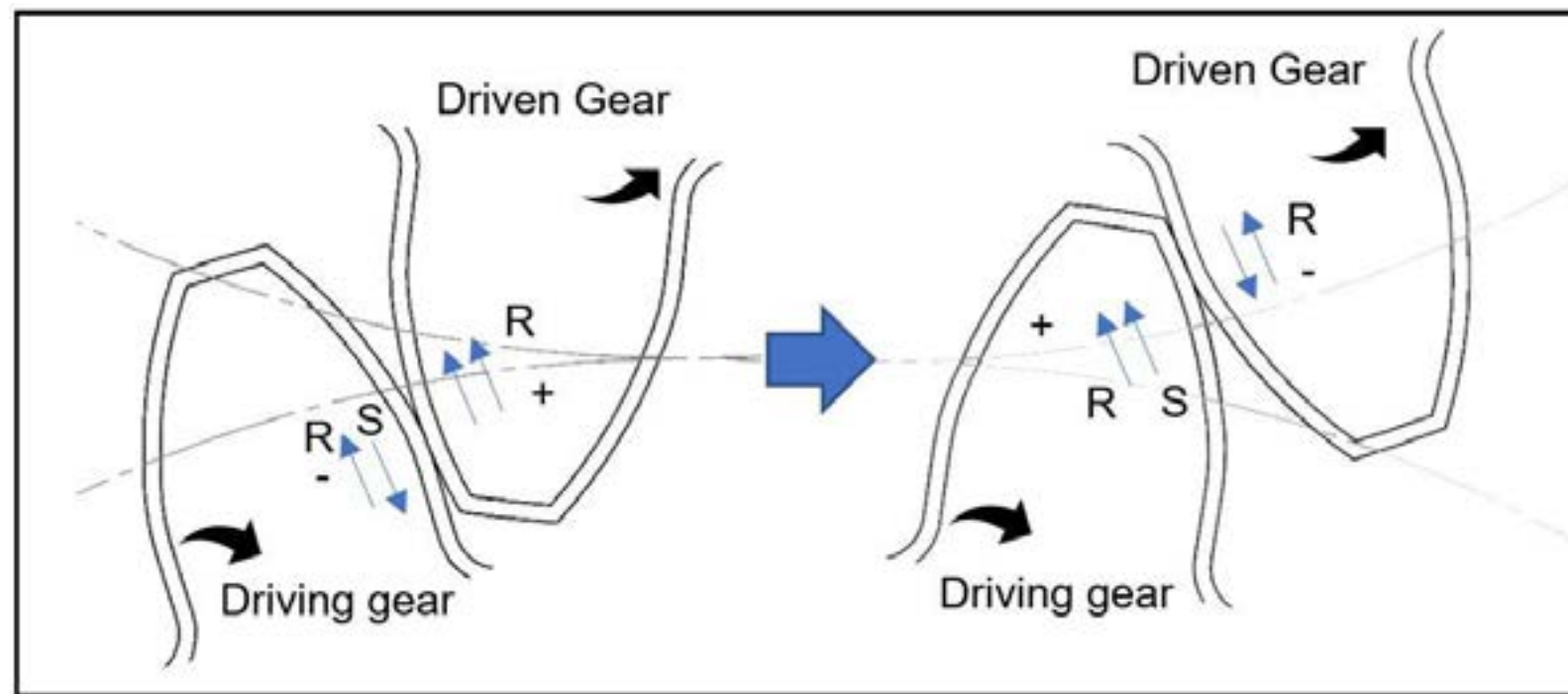
The frictional forces are usually unpredictable because they depend very much on particular conditions. The real contact area is usually much smaller than the apparent area of the bodies because real surfaces are not smooth on an atomic scale. No surface is geometrically perfect, as it contains irregularities that form peaks and valleys. Thus, the contact between the parts is kept limited portions above the apparent interface. The apparent area of contact is the total area, but the real area of contact is limited between the peaks of roughness. If the pressure is defined as the total force divided by the apparent cross-sectional area, the local pressure of the points in contact may be very high causing flow [12-14].

During the operating phase of gear, the peaks of roughness protruding from the surface of the teeth tend to contact each other. This can occur during the first cycles of gear operation, occurring high wear rates, producing locally small areas with polished or striated appearance. The geometry of the active flanks of the teeth in contact tends to adapt gradually to the operating conditions. The surfaces undergo wear and plastically deforms, lowering the average roughness, which also lowers the average level of contact pressure. The balance between these factors causes the wear rate to decrease, after a certain number of cycles, and remains at minimum values during the life of the gear [1,15].

The contact pressure between the flanks of the gears teeth is generally calculated analytically by the Hertz theory, assuming that the gear teeth can be treated as cylinders with parallel axes [12,16]. According to the theory of Hertz contact between elastic bodies [16-18], all components of normal stress are compressive and, therefore, are not likely to promote the propagation of cracks. Moreover, the damage process is driven by the cyclic shear stress [5,19], which reaches the maximum value at a certain depth below the surface [10,20].

The gears teeth have complex combinations of sliding and rolling, which vary along with the profile of each tooth, as illustrated in [Figure 1](#). In the addendum, the rolling direction and sliding is the same, and supersede positive sliding conditions. In dedendum, however, the rolling direction is opposite to the slip and are there negative slip conditions. Contact fatigue is, therefore, more likely to start at the dedendum, and the appearance of corrosion in this region is usually very severe and often acts as a precursor to tooth bending fatigue [4,21].

The appropriate surface hardness of the gears teeth is a fundamental basic requirement. A number of factors should be considered when manufacturing gears with steels for surface hardening: a high contact pressure on the tooth can generate cracks on the surface; a core not too hardened, will not provide adequate support for the hardened layer (load support capacity); compressive stresses in the hardened layer increase their fatigue strength, while, a layer with high hardness provides a high wear resistance; the lower the core hardness, the higher the tractive residual stresses in the hardened layer, and the higher the layer thickness [2,20,23-25].



**Figure 1:** Sliding (S) and Rolling (R) combinations during gearing. Adapted from Antoine; Besson [22].

When the contact stresses are repetitive, as is the case with the active flanks of the gear teeth, the induced cyclic compressive stresses cause different elastic and plastic behavior in the material near to the surface. Depending on the microstructure and grain orientation of the material in this region, the internal stress concentrations are formed, which may lead to the initiation of crack propagation [4,10,21,26]. In this context, this paper aims to provide an overview of the new continuous cooling bainitic steels for gear applications, as well as surface treatment techniques to improve their mechanical properties, but with lower energy consumption. Finally, it presents a series of conclusions about the mode and cause of failures in bevel gears teeth.

## 2. MATERIALS FOR GEARS

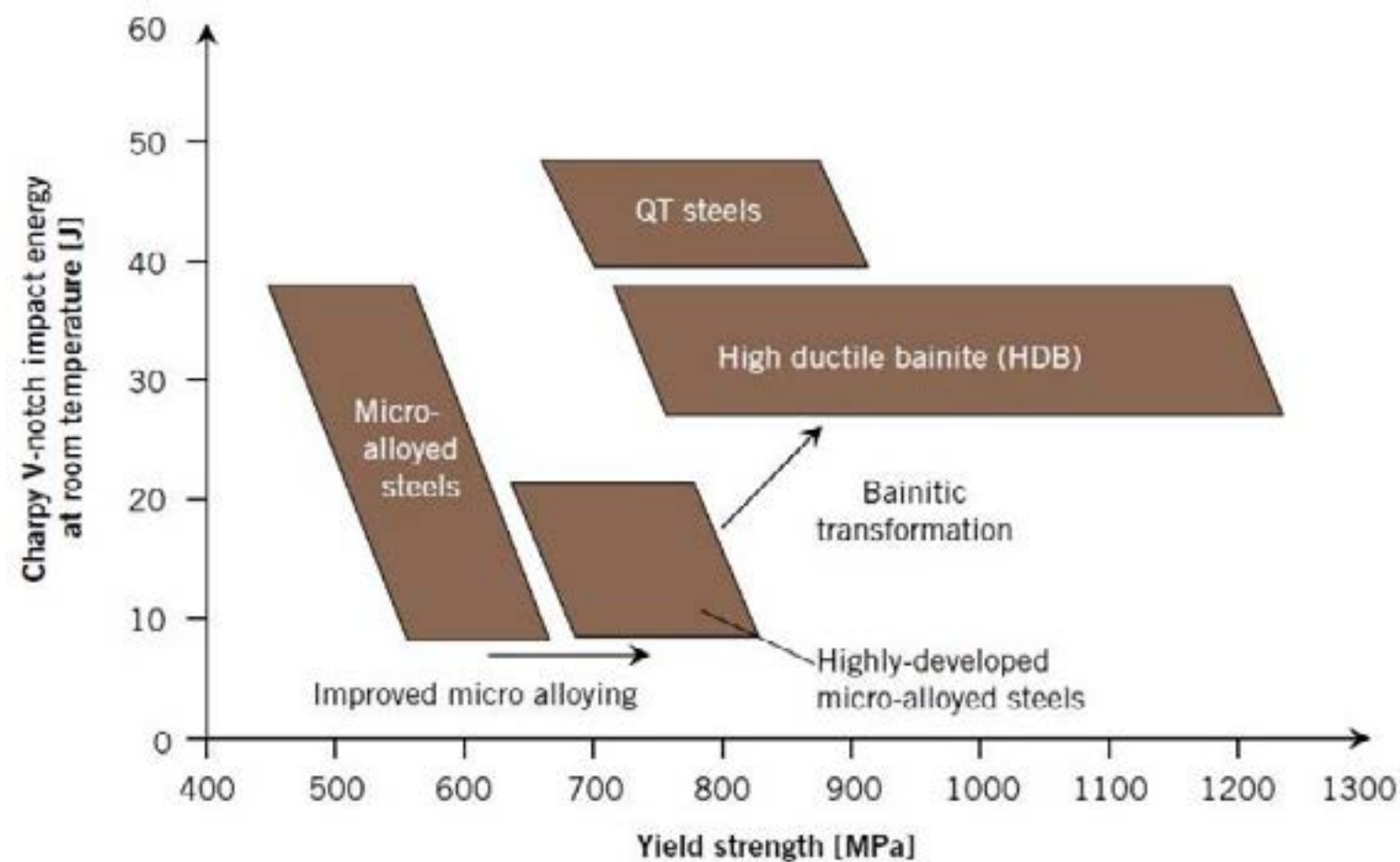
A wide range of materials is used for gear applications, but in general steels, because of their high strength-to-weight ratio and relatively low cost, are the most widely used materials. Most gears are made of carbon and low alloys steels, including steels for surface hardening, but a limited number of steels respond favorably to nitriding [2,27]. Currently, many gears are machined from forged blanks that have been processed to provide a favorable grain flow consistent with the load pattern, rather than being machined directly from rolled bars [2,28-31].

In general, steels selected for gear applications must meet two basic requirements that are not always compatible – those involving manufacturing and processing and the service to be provided (mechanical loading). The manufacturing and processing requirement includes forging, machinability and the response to heat treatments. Service requirements, however, are related to the gear capacity to perform satisfactorily the load conditions for which it was designed and, therefore, to cover all mechanical properties requirements, including fatigue strength and response to surface hardening treatment [2,5,6,31,32].

In order to obtain a steel microstructure that presents excellent mechanical properties, several research groups as Wang *et al.* [33], Caballero *et al.* [34], Caballero *et al.* [35], Gomez *et al.* [36], Gomez *et al.* [37], Bleck *et al.* [38] have focused their studies on the development of refined bainitic microstructure. Bainite is well known for provide steels with a good compromise between hardness, toughness and fatigue strength [39].

In search of innovation and energy savings Raedt *et al.* [40] and Keul *et al.* [41] recently studied new alternatives for the development of a new processing chain to obtain the ductile bainite microstructure by continuous cooling, immediately after forging. An overview of the recent development of steels for the production of forged parts, taking into account the yield strength and the energy absorbed in the impact test at room temperature [40,41] is presented in Figure 2.





**Figure 2:** Main groups of steels used in the production of forged parts for the automotive sector. Adapted from Raedt *et al.* [40] and Keul *et al.* [41].

Modern bainitic forging steels provide new property profiles and enable the manufacture of complex components without subsequent quenching and tempering treatment. Since these materials have a good combination of mechanical strength and toughness, they are considered an excellent alternative to replace quenched and tempered steels [42-45].

### 3. SURFACE HARDENING TREATMENTS FOR GEARS

The thermal and thermochemical treatment operations consist of subjecting the gears to a defined time-temperature cycle for the steel chosen, which can be divided into three parts: heating, maintaining the temperature (immersion) and cooling [23]. Different processing alternatives can be applied depending on the product specifications, application of the gear, etc. To achieve maximum improvement in fatigue and wear performance, surface modification techniques must be carefully controlled and combined with the material of interest to ensure that undesirable characteristics are not introduced during the manufacture of the component [2,19,46-48]. The most consolidated surface hardening methods in the literature for these applications is the induction hardening, carburizing and nitriding [2,23,49].

The carburizing treatment consists of introducing carbon in the steel surface, so that it, after quenching, has a harder surface. In carburizing, the austenitized steel is placed in contact with an environment rich in carbon. The difference between the environment and the carbon content of the steel creates the potential to cause absorption of carbon on the surface. By diffusion, it creates a gradient of carbon concentration between surface and core steel. The process can be adjusted as a function of temperature, time and gas mixture to induce the desired depth of penetration. The main purpose of hardening is carburizing gear for ensuring a hard surface with a tough core. To achieve this combination, a low carbon steel ( $C < 0.3\%$ ) should be used, and heat it, generally, between 870 °C and 1010 °C [2,23,49-51].

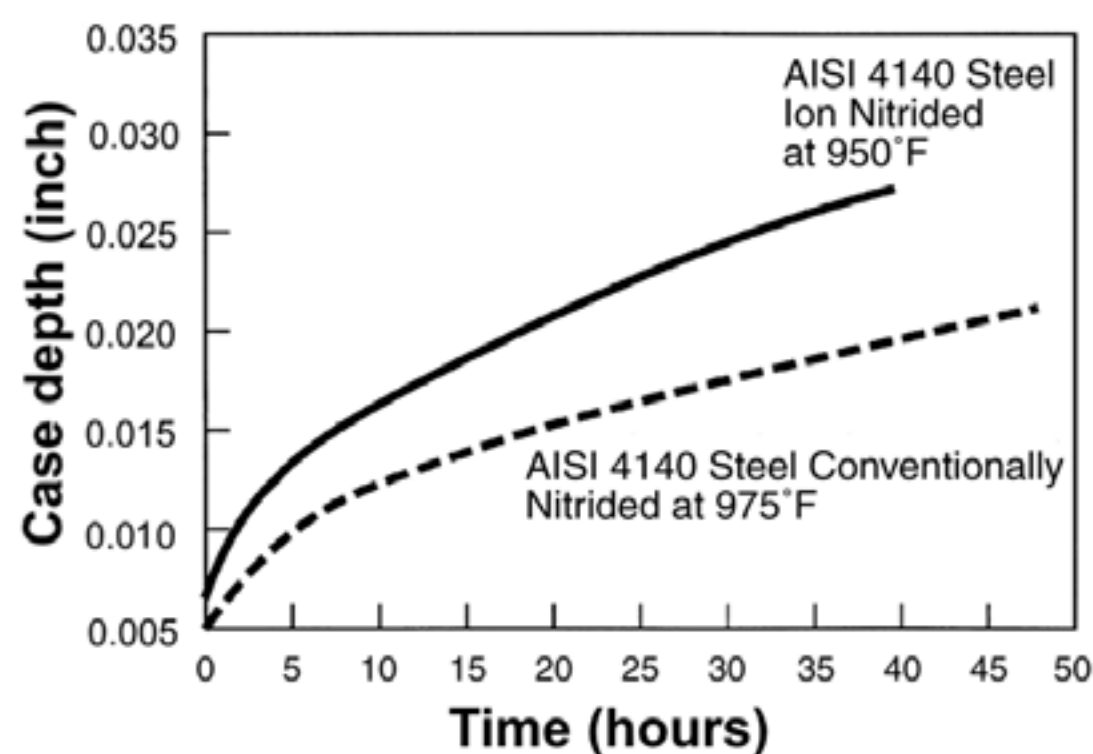
When it is desired to have gear teeth with high hardness, but the size or geometry of the part does not allow the carburizing and quenching of the whole part, localized induction hardening may be the solution. In this process, rapid heating is generated by electromagnetic induction, when a high-frequency current passes through a coil around gear and/or accompanies the tooth geometry. The process is completed by quenching and tempering, to obtain the desired hardness and, reduce the residual stresses and the susceptibility to cracking, respectively. The depth of the heated area is inversely proportional to the frequency, however, surface hardness and layer depth depend on the process parameters (frequency, power density, time) and material (carbon content, alloying elements, gear mass, etc.) [2,23,49,52,53].

Unlike other hardening treatments (induction hardening, carburizing, etc.), conventional nitriding

processes introduce nitrogen into the steel surface (while in ferritic condition) to form a hard layer of nitrides. Since nitriding does not involve heating in the austenite phase field (as occurs in carburizing) and subsequent cooling (rapid quenching) to form martensite, nitriding can be performed with minimal distortion and excellent dimensional control. This concept makes the nitriding treatment attractive for gear applications, for example [2,23,49,50,54].

Nitrided gears do not require such deep layer as necessary in carburized gears. Generally, nitriding is used to extend the life of the low module gears, for which the formation of layers with a high thickness is unnecessary and, at the same time, it is difficult to perform tooth rectification. The depth of the layer and its properties are highly dependent on the concentration and type of nitride forming elements in the steel. In general, the higher the content of alloying elements, the greater the hardness of the layer. However, alloying elements retard the diffusion rate of nitrogen, which slows the development of layer depth. Therefore, nitriding requires treatment times longer than that required for carburizing to achieve a given layer depth [2,23,55].

Rakhit [23] says that higher layer depth does not increase the contact fatigue strength of the nitrided gears in the same proportion as in the carburized gears. This is because the hardness falls rapidly below the surface of the nitrided layer, whereas in a carburized layer the hardness fall is very small. In general, the nitriding is slow and it takes time to develop appropriate depths in the surface of the teeth [2,23,56]. Figure 3 shows some typical treatment times for nitriding of the AISI 4140 steel versus layer depth ratio.



**Figure 3:** Nominal nitriding time for different layer depths. Adapted from Davis [2] and Rakhit [23].

The load capacity, fatigue strength and, durability of the gears can be significantly increased by the nitriding process if it produces a sufficient depth of the layer. The nitrided layer has not only high hardness but also a very high thermal stability and is under compressive residual stress [54,56,57]. Typically, it is expected that the surface hardness of the gear teeth is exceeded than 55 HRC, with core hardness between 30 and 36 HRC. The effective depth layer desirable for a gear tooth is 0.43 to 0.61 mm [54,57].

Nitriding is extremely viable in many gear applications that operate dry, lack lubrication and at high temperatures. In those situations where a nitride layer with good quality is essential, the selection of suitable steel to ensure a good surface hardness, increase the tribological and contact fatigue properties during the gearing should be considered [56]. Well-nitridable steels generally contain nitride-forming elements including 1-3% chromium, 0.2-0.5% molybdenum, as well as smaller amounts of vanadium or niobium [57]. Typical examples include DIN 39 CrMoV13.9 (similar to UNS K33585), DIN 31CrMoV9, as well as AISI 4340 or AISI 4140. These steels also have superior mechanical properties, such as yield strength and toughness [54,56,57].

Keep in mind that the long nitriding time may have a detrimental effect on the mechanical properties of the steel, the processing temperature should be carefully selected to avoid an over-tempering effect of the steel itself, as well as the softening of the nitrided layer because of over-aging of the nitrides. Structure of the nitrided layer has paramount importance and determines its properties,



it has to be well controlled to avoid the formation of an excessively thick compound layer containing the mixture of  $\epsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N e  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N type iron nitrides [2,23,56].

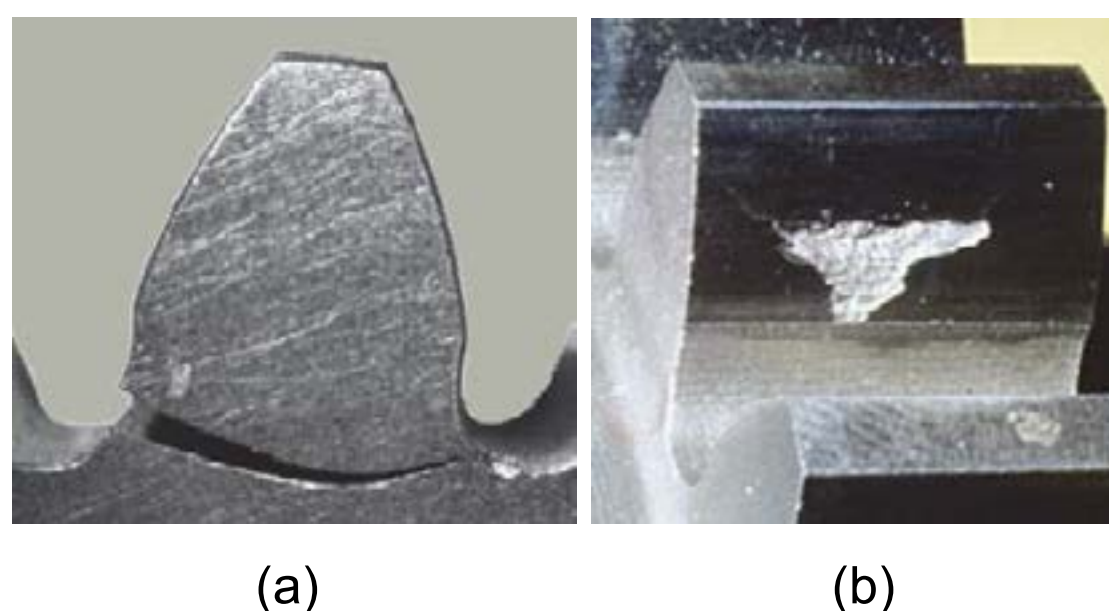
The plasma nitriding process is, by nature, a low-nitriding potential process, therefore, it allows for easy control of the layer's structure. This also allows greater control of the thickness of the compound layer with a reduction in the nitrogen concentration and regulated phase composition, as well as the profile of the diffusion zone. For applications in gears, the allowed compound layer must not exceed 0.0127 mm and must be composed of single  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N nitrides phase, as this phase has a high capacity bearing loads and does not fail or flake in service. For certain applications, the formation of a compound layer can be completely suppressed [2,23,56].

#### 4. MODE OF FAILURES IN GEARS TEETH

Gears can fail in many different ways and, except for an increase in noise and vibration, there is often no indication of difficulty until a total failure occurs. In general, each type of failure leaves characteristic clues on the gear teeth, and a detailed examination usually provides sufficient information to establish the cause of failure. Although gears rarely fail in service, the main mode of failures of gears classified by AGMA include tooth bending fatigue, contact fatigue (Hertzian), wear by adhesion and/or abrasion and corrosion [2,4-7].

Any material subjected to a high amplitude vibration with stress much lower than the ultimate strength is a candidate to fail due to fatigue. Repeated load characterizes a cyclic stress state in which the material is hardened locally. The strain move and concentrate in this region, from which a crack accumulates and grows until it reaches the critical size of the fracture. This concept is the principle for both modes failure of the gears: bending fatigue and contact fatigue [6,58].

Tooth bending fatigue is considered the most classic gear failure mode. The origin of failure is the root ray surface of the loaded side. In the most common scenario, the origin is at the center of the tooth width, where normal loading is expected. The crack propagates slowly toward a point below the radius of the opposite root, finally advancing to the surface of the uncharged side, Figure 4(a). After the first tooth ruptures due to the fatigue mechanism, the next also normally fail due to fatigue. But with a cyclic loading and inadequate gearing, fatigue occurs faster [6,59]. Under normal operating conditions, contact fatigue, Figure 4(b), is one of the most recorded failure modes on the gear teeth. This failure mode leads to the propagation of cracks at the contact surface or close to it, and can subsequently cause damage ranging in extent, from microscopic corrosion to the spalling [4-7,11,15,21,60,61].



**Figure 4:** (a) Bending fatigue at the foot of a gear tooth; (b) Contact fatigue started on the tooth surface of a gear. Adapted from Boiadjiev *et al.* [62].

The differences between the corrosion and the spalling involve the size of the failure, the mode of crack propagation, the origin of the crack, the region of the tooth failure and the collapse mechanism [15]. Corrosion is characterized by the occurrence of small holes in the contact surface and originates from small initial cracks (surface or subsurface), which grow under a load of cyclic contact. Although corrosion appears as shallow craters on the contact surfaces, spalling appears as deeper cavities on the contact surfaces [15,22,63]. Corrosion is rarely observed on non-greased

contacts (dry); therefore, it is commonly accepted in the literature that the growth of surface microcracks is promoted by the pressurizing and trapping of lubricating fluid [17,64,65,66].

Contact fatigue failures are determined by the removal of small portions of the surface metal. During this process, the metal removed from the surface enters the machine system and can, in turn, cause abrasive wear and failure of other components. Moreover, the cavities formed on the damaged surface leading to the formation of stress concentrations, and serve as initiation sites for other modes of failures in gears, such for example the tooth bending fatigue [4,21]. Considering the point of initiation of cracks, it is possible to identify two main mechanisms caused by repetitive contact: sub-surface and surface damage [10,66].

Sub-surface damages are produced by cracks developed due to lack of material homogeneities and defects, such as inclusions, carbides, graphite flakes and voids found in the regions of maximum shear stress [9]. Therefore, surface damage occurs by the release of fragments (spalling) produced by initiation and propagation of surface cracks promoted by friction, due to excessive stresses caused by the local Hertzian contact pressure [67] and, therefore, is typical of applications characterized of a great sliding, moderate to high surface roughness and mixed lubrication conditions [55,66].

The cracks are caused on the surface damage propagating to the core in one direction between 20° and 40° to the surface. They are composed of a combination of rolling and sliding forces, which motivates the occurrence of damages in the dedendum. The failure is mainly dependent on stress concentrators on the surface, such as scratches and uncontrolled roughness [15,59,68-70]. In general, surface damage is lower, generally not exceeding the depth of 10 µm, already the subsurface faults can exceed a depth of 200 µm, with a relation proportional to the contact pressure applied [15,22,63].

Many factors influence the fatigue life of gears, such as material, tooth surface hardness, gear working conditions [2,71,72], loading conditions, tooth surface friction [73,74], relative sliding [12,21], lubricating oil [67,75], surface roughness [76,77] and so on. Independently of the particular characteristics, all of the fatigue failure modes mentioned follow the same principle of fracture, that is, the cracks are initiated and propagated exclusively under a tractive stress state [53,78].

To extend the life of a gear set, it is recommended to maintain low contact stress (changing the geometric variables, such as diameter, face width, number of teeth and pressure angle) and high thickness of the lubricant film. The appropriate combination of materials and thermal treatment is another option to make the surface harder teeth of the gear and high mechanical strength. To achieve these goals, the surface hardening treatments induce compressive residual stresses (beneficial) in the material, which effectively reduce the stress load and contribute to increased fatigue life [1,5,6,47,49,53].

## ACKNOWLEDGEMENTS

The present work was carried out with the support of the Coordination of Improvement of Higher Education Personnel - Brazil (CAPES) - Financing Code 001 (CAPES BRAGECRIM Program - Process no. 88881.142485/2017-01 - aid number 1844/2017), and National Council for Scientific and Technological Development - Brazil (CNPq) within the scope of Process 311348/2015-7, Research Productivity - PQ 2015.

## REFERENCES

- [1] MAGALHÃES, L. Caracterização tribológica de um ferro fundido nodular austemperado em ensaios disco-disco e de engrenagens FZG. Tese de doutorado – Universidade do Porto. Porto, 2003. 413 p. (in Portuguese)
- [2] DAVIS, J. R. Gear materials, properties, and manufacture. Materials Park: ASM International, 2005. 339 p.
- [3] NORTON, R. L. Projeto de máquinas: uma abordagem integrada. 4. ed. Porto Alegre: Bookman, 2013. 1028 p. (in Portuguese)
- [4] FERNANDES, P. J. L. Tooth bending fatigue failures in gears. *Engineering Failure Analysis*, 3(3): 219–225, 1996.
- [5] ASM HANDBOOK. Fatigue and fracture. v. 19. Materials Park: ASM International, 1997. 2592 p.
- [6] ASM HANDBOOK. Failure analysis and prevention. v. 11. 10 ed. Materials Park: ASM International, 2002. 2909 p.
- [7] ASI, O. Fatigue failure of a helical gear in a gearbox. *Engineering Failure Analysis*, 13: 1116–1125, 2006.



- [8] HALME, J.; ANDERSSON, P. Rolling contact fatigue and wear fundamentals for rolling bearing diagnostics – state of the art. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 224: 377–393, 2009.
- [9] SADEGHI, F.; JALALAHMADI, B.; SLACK, T. S.; RAJE, N.; ARAKERE, N. K. A review of rolling contact fatigue. *Journal of Tribology*, 131(4): paper no. 041403, 2009.
- [10] EVANS, M.-H. An updated review: white etching cracks (WECs) and axial cracks in wind turbine gearbox bearings. *Materials Science and Technology*, 32(11): 1133–1169, 2016.
- [11] LI, W.; LIU, B. Experimental investigation on the effect of shot peening on contact fatigue strength for carburized and quenched gears. *International Journal of Fatigue*, 106: 103–113, 2018.
- [12] STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. *Engineering tribology*. 2. ed. s.l.: Butterworth-Heinemann, 2000. 744 p.
- [13] RODRIGUES, J.; MARTINS, P. *Tecnologia mecânica: Tecnologia da deformação plástica*, vol. I – Fundamentos teóricos. 1. ed. Lisboa: Escolar Editora, 2005. 695 p. (in Portuguese)
- [14] MENEZES, P. L.; INGOLE, S. P.; NOSONOVSKY, M.; KAILAS, S. V.; LOVELL, M. R. *Tribology for scientists and engineers: from basics to advanced concepts*. 1. ed. New York: Springer, 2013. 948 p.
- [15] DING, Y.; RIEGER, N. F. Spalling formation mechanism for gears. *Wear*, 254: 1307–1317, 2003.
- [16] JOHNSON, K. L. *Contact mechanics*. Cambridge University Press: Cambridge, 1985. 452 p.
- [17] REN, Z.; GLODEZ, S.; FAJDIGA, G.; ULBIN, M. Surface initiated crack growth simulation in moving lubricated contact. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 38: 141–149, 2002.
- [18] BORESI, A. P.; SCHMIDT, R. J. *Advanced Mechanics of Materials*. 6. ed. John Wiley & Sons Inc., 2003. 671 p.
- [19] SHEN, Y.; MOGHADAM, S. M.; SADEGHI, F.; PAULSON, K.; TRICE, R. W. Effect of retained austenite – Compressive residual stresses on rolling contact fatigue life of carburized AISI 8620 steel. *International Journal of Fatigue*, 75: 135–144, 2015.
- [20] TERRIN, A.; DENGGO, C.; MENEGHETTI, G. Experimental analysis of contact fatigue damage in case hardened gears for off-highway axles. *Engineering Failure Analysis*, 76: 10–26, 2017.
- [21] FERNANDES, P. J. L.; MCDULING, C. Surface contact fatigue failures in gears. *Engineering Failure Analysis*, 4(2): 99–107, 1997.
- [22] ANTOINE, F.; BESSON, J.-M. Simplified modellization of gear micropitting. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering*, 216: 291–302, 2002.
- [23] RAKHIT, A. K. *Heat treatment of gears: a practical guide to engineers*. Materials Park: ASM International, 2000. 209 p.
- [24] FUNATANI, K. Residual stresses during gear manufacture. In: *Handbook of residual stress and steel deformation*. Materials Park: ASM International, 2002. p. 437–457.
- [25] DENGGO, C.; MENEGHETTI, G.; DABALÀ, M. Experimental analysis of bending fatigue strength of plain and notched case-hardened gear steels. *International Journal of Fatigue*, 80: 145–161, 2015.
- [26] GUAGLIANO, M.; RIVA, E.; GUIDETTI, M. Contact fatigue failure analysis of shot-peened gears. *Engineering Failure Analysis*, 9: 147–158, 2002.
- [27] SHIGLEY, J. E.; MISCHKE, C. R.; BUDYNAS, R. G. *Projeto de engenharia mecânica*. 7. ed. Porto Alegre: Bookman, 2005. 960 p. (in Portuguese)
- [28] WATANABE, M.; MAKI, M.; HIROKAWA, S.; KISHIMOTO, Y. A study on forging of spiral bevel gear. In: *Proceedings of the ASME 2007 International Design Engineering Technical Conferences & Computers and Information in Engineering Conference*, 2007.
- [29] NAVAS, V. G.; GONZALO, O.; QUINTANA, I.; PIRLING, T. Residual stresses and structural changes generated at different steps of the manufacturing of gears: effect of banded structures. *Materials Science and Engineering A*, 528: 5146–5157, 2011.
- [30] ZHUANG, W.; HUA, L.; HAN, X.; ZHENG, F. Design and hot forging manufacturing of non-circular spur bevel gear. *International Journal of Mechanical Sciences*, 133: 129–146, 2017.
- [31] ZHENG, F.; GUO, X.; ZHANG, M.; ZHANG, W. Research on the mold release motion for spiral bevel gear forging. *International Journal of Mechanical Sciences*, 136: 482–492, 2018.
- [32] FONTE, M.; REIS, L.; FREITAS, M. Failure analysis of a gear wheel of a marine azimuth thruster. *Engineering Failure Analysis*, 18: 1884–1888, 2011.
- [33] WANG, J.; VAN DER WOLK, P. J.; VAN DER ZWAAG, S. On the influence of alloying elements on the bainite reaction in low alloy steels during continuous cooling. *Journal Materials Science*, 35: 4393–4404, 2000.
- [34] CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K. D. H.; MAWELLA, K. J. A.; JONES, D. G.; BROWN, P. Design of novel high strength bainitic steels: part 1. *Materials Science and Technology*, 17(5): 512–516, 2001.
- [35] CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K. D. H.; MAWELLA, K. J. A.; JONES, D. G.; BROWN, P. Design of novel high strength bainitic steels: part 2. *Materials Science and Technology*, 17(5): 517–522, 2001.

- [36] GOMEZ, G.; PÉREZ, T.; BHADSHIA, H. K. D. H. Air cooled bainitic steels for strong, seamless pipes: part 1 – alloy design, kinetics and microstructure. *Materials Science and Technology*, 25(12): 1501–1507, 2009.
- [37] GOMEZ, G.; PEREZ, T.; BHADSHIA, H. K. D. H. Air cooled bainitic steels for strong, seamless pipes: part 2 – properties and microstructure of rolled material. *Materials Science and Technology*, 25(12): 1508–1512, 2009.
- [38] BLECK, W.; PRAHL, U.; HIRT, G.; BAMBACH, M. Designing new forging steels by ICMPE. In: *Advances in production technology*. Chap. 7. 85–98, 2015.
- [39] BHADSHIA, H. K. D. H. *Bainite in steels: theory and practice*. 3. ed. Cambridge: Maney Publishing, 2015. 589 p.
- [40] RAEDT, H.; SPECKENHEUER, U.; VOLLRATH, K. New forged steels: energy-efficient solutions for stronger parts. *ATZ autotechnology*, 12: 12–17, 2012.
- [41] KEUL, C.; WIRTHS, V.; BLECK, W. New bainitic steel for forgings. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 12: 119–125, 2012.
- [42] ZAJAC, S.; KOMENDA, J.; MORRIS, P.; DIERICKX, P.; MATERA, S.; PENALBA DIAZ, F. Quantitative structure–property relationship for complex bainitic microstructures. Technical Steel Research report no. EUR 21245EN. European Commission, Luxembourg, 2005. 157 p.
- [43] LUO, Y.; PENG, J.; WANG, H.; WU, X. Effect of tempering on microstructure and mechanical properties of a non-quenched bainitic steel. *Materials Science and Engineering A*, 527: 3433–3437, 2010.
- [44] LEMBKE, M. I.; OLSCHEWKI, G.; ROELOFS, H.; KLÜMPER-WESTKAMP, H. Nitrieren von hochfesten, bainitischen langprodukten. *Journal of Heat Treatment and Materials*, 69(3): 195–200, 2014. (in German)
- [45] BUCHMAYR, B. Critical assessment 22: bainitic forging steels. *Materials Science and Technology*, 32(6): 517–522, 2016.
- [46] MATLOCK, D. K.; ALOGAB, K. A.; RICHARDS, M. D.; SPEER, J. G. Surface processing to improve the fatigue resistance of advanced bar steels for automotive applications. *Materials Research*, 8(4): 453–459, 2005.
- [47] BONIARDI, M.; D'ERRICO, F.; TAGLIABUE, C. Influence of carburizing and nitriding on failure of gears – A case study. *Engineering Failure Analysis*, 13: 312–339, 2006.
- [48] SORSA, A.; SANTA-AHO, S.; WARTIAINEN, J.; SUOMINEN, L.; VIPPOLA, M.; LEIVISKÄ, K. Effect of shot peening parameters to residual stress profiles and barkhausen noise. *Journal of Nondestructive Evaluation*, 37: 1–11, 2018.
- [49] CHIAVERINI, V. *Tratamento térmico das ligas metálicas*. 1. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. 272 p. (in Portuguese)
- [50] SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. *Aços e ligas especiais*. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 646 p. (in Portuguese)
- [51] GROSCH, J. Microstructure and properties of gas carburized steels. *Comprehensive Materials Processing*, 12: 379–411, 2014.
- [52] AGMA. *Gear materials and heat treatment manual*. Alexandria: American Gear Manufacturers Association, 2004.
- [53] REGO, R. R. Residual stress interaction in-between processes of the gear manufacturing chain. Doctoral Thesis – Instituto Tecnológico de Aeronáutica. São José dos Campos, 2016. 196 p.
- [54] HOJA, S.; HOFFMANN, F.; ZOCH, H.-W.; SCHURER, S.; TOBIE, T.; STAHL, K. Design of deep nitriding treatments for gears. *Journal of Heat Treatment and Materials*, 70(6): 276–285, 2015.
- [55] GERASIMOV, S. A.; KUKSENOVA, L. I.; SEMENOV, M. Y.; SMIRNOV, A. E.; SHCHERBAKOV, S. P. Structure and contact fatigue strength of heat-resistant steel VKS-7 hardened layers after ion-plasma nitriding. *Metallurgist*, 60(3-4): 428–433, 2016.
- [56] ROLINSKI, E. Deep nitriding for gear applications and their partial treatments: plasma/ion nitriding meets demanding gear applications by increase load capacity of gears and increased fatigue strength of components as well as less complicated masking treatments. *Gears Solutions*, 2016. Available in: <<http://gearsolutions.com/media/uploads/201605/0516-HS.pdf>>. Access in: 03 dec. 2018.
- [57] ROLINSKI, E.; LECLAIRE, F.; CLUBINE, D.; SHARP, G.; BOYER, D.; NOTMAN, R. Kinetics of plasma nitriding and re-nitriding of 3% Cr-Mo-V steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 9(4): 457–462, 2000.
- [58] ASHBY, M.; SHERCLIFF, H.; CEBON, D. *Materials: engineering, science, processing and design*. 5. ed. Jordan Hill: Butterworth-Heinemann, 2007. 514 p.
- [59] WULPI, D. J. *Understanding how components fail*. 2. ed. Metals Park: ASM International, 1999. 293 p.
- [60] JOHNSON, K. L. The strength of surfaces in rolling contact. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 203: 151–163, 1989.
- [61] NETPU, S.; SRICHANDR, P. Failure of a helical gear in a power plant. *Engineering Failure Analysis*, 32: 81–90, 2013.
- [62] BOIADJIEV, I.; WITZIG, J.; TOBIE, T.; STAHL, K. Tooth flank fracture – basic principles and calculation model for a sub surface initiated fatigue failure mode of case hardened gears. In: *International Gear Conference*. Lyon Villeurbanne: Woodhead Publishing, 2014. p. 670–680.
- [63] ASLANTAS, K.; TASGETIREN, S. A study of spur gear pitting formation and life prediction. *Wear*, 257: 1167–1175, 2004.



- [64] BORMETTI, E.; DONZELLA, G.; MAZZÙ, A. Surface and subsurface cracks in rolling contact fatigue of hardened components. *Tribology Transactions*, 45(3): 274–283, 2002.
- [65] RINGSBERG, J. W.; BERGKVIST, A. On propagation of short rolling contact fatigue cracks. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 26(10): 969–983, 2003.
- [66] DALLAGO, M.; BENEDETTI, M.; ANCELLOTTI, S.; FONTANARI, V. The role of lubricating fluid pressurization and entrapment on the path of inclined edge cracks originated under rolling–sliding contact fatigue: Numerical analyses vs. experimental evidences. *International Journal of Fatigue*, 92: 517–530, 2016.
- [67] BOWER, A. F. The influence of crack face friction and trapped fluid on surface initiated rolling contact fatigue cracks. *Journal of Tribology*, 110(4): 704–711, 1988.
- [68] OLVER, A. V.; TIEW, L. K.; MEDINA, S.; CHOO, J.W. Direct observations of a micropit in an elastohydrodynamic contact. *Wear*, 256: 168–175, 2004.
- [69] FAJDIGA, G.; GLODEZ, S.; KRAMAR, J. Pitting formation due to surface and subsurface initiated fatigue crack growth in contacting mechanical elements. *Wear*, 262: 1217–1224, 2007.
- [70] ZAFOSNIK, B.; GLODEZ, S.; ULBIN, M.; FLASKER, J. A fracture mechanics model for the analysis of micro-pitting in regard to lubricated rolling–sliding contact problems. *International Journal of Fatigue*, 29: 1950–1958, 2007.
- [71] JOHNSON, K. L. *Contact mechanics*. Cambridge University Press: Cambridge, 1985. 452 p.
- [72] LI, S.; KAHRAMAN, A. A micro-pitting model for spur gear contacts. *International Journal of Fatigue*, 59: 224–233, 2014.
- [73] HANNES, D.; ALFREDSSON, B. Modelling of surface initiated rolling contact fatigue damage. *Procedia Engineering*, 66: 766–774, 2013.
- [74] LI, S.; ANISETTI, A. A tribo-dynamic contact fatigue model for spur gear pairs. *International Journal of Fatigue*, 98: 81–91, 2017.
- [75] WEI, J.; ZHANG, A.; GAO, P. A study of spur gear pitting under EHL conditions: theoretical analysis and experiments. *Tribology International*, 94: 146–154, 2016.
- [76] KANG, J.; HADFIELD, M.; AHMED, R. The effects of material combination and surface roughness in lubricated silicon nitride/steel rolling contact fatigue. *Materials and Design*, 24: 1–13, 2003.
- [77] BEHESHTI, A.; AGHDAM, A. B.; KHONSARI, M. M. Deterministic surface tractions in rough contact under stick–slip condition: application to fretting fatigue crack initiation. *International Journal of Fatigue*, 56: 75–85, 2013.
- [78] ANDERSON, T. L. *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. 3. ed. Boca Raton: CRC Press, 2005. 610 p.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## PLASMA-ASSISTED THERMOCHEMICAL TREATMENTS OF 13% Cr-TYPE MARTENSITIC STAINLESS STEELS

Cristiano José Scheuer <sup>(1)</sup>  
Rodrigo Perito Cardoso <sup>(2)</sup>  
Silvio Francisco Brunatto <sup>(3)</sup>

### ABSTRACT

Demand for higher wear and corrosion resistance components has attracted increasing interest in surface engineering. This line of research develops alternative processes for improving the surface properties of engineering materials. The traditional route seeks the development of new alloys. However, the cost and time associated with these developments become prohibitive in many cases. Currently, the application of plasma-assisted thermochemical treatments has been a technically and economically viable alternative to extend the lifespan of components exposed to severe environments. In this sense, the tooling industry is one of the oldest and most traditional users of plasma-assisted processes, since forming, injection and/or cutting tools are usually subjected to conditions of wear and corrosion degradation. Among the various materials used to make tools, we highlight the 13% Cr-type martensitic stainless steels, which are used in the manufacture of molds and inserts for injection of chlorinated and fluorinated thermoplastic polymers and thermoset polymers. In these applications, 13% Cr-type martensitic stainless steels are exposed to severe deterioration conditions due to abrasive wear and corrosion by chloride and fluoride ions. Considering the variety of available plasma-assisted thermochemical treatments aiming to improve the treated material corrosion and wear performance, it is a complex task to select the better process and its parameters to ensure the maximum performance of treated components in operation. Therefore, in the present work, it is proposed a systematic methodology to the treatment selection, which integrates processing, microstructure, properties and performance. For this purpose, properties maps were elaborated to qualify and quantify correlations among each specific plasma-assisted thermochemical process (in the case nitriding, carburizing and nitrocarburizing) and its treatment conditions with the resulting properties and performance for treated 13% Cr-type martensitic stainless steels.

**Key words** — 13% Cr-type martensitic stainless steels, plasma-assisted thermochemical treatments, treatment parameters, treatment selection, properties maps.

<sup>(1)</sup> Prof. Dr. Eng. Mec.; Federal University of Santa Maria, Brazil, [cristiano.scheuer@smail.ufsm.br](mailto:cristiano.scheuer@smail.ufsm.br)

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Eng. Mec.; Federal University of Parana, Brazil, [rodrigo.perito@ufpr.br](mailto:rodrigo.perito@ufpr.br)

<sup>(3)</sup> Prof. Dr. Eng. Mec.; Federal University of Parana, Brazil, [brunatto@ufpr.br](mailto:brunatto@ufpr.br)



## 1. INTRODUCTION

Stainless steels (SS) are ferrous alloys mainly based on Fe-Cr, Fe-Cr-C and Fe-Cr-Ni systems. The main feature of SS is its high corrosion resistance when confronted with the other steel grades. Due to this characteristic, such steel class is widely applied in the most diverse industrial segments, like chemical, automotive, petrochemical, energy and tooling [1]. The SS may be categorized into several classes (namely: martensitic, ferritic, austenitic, precipitation hardening, and duplex) with progressively higher levels of corrosion resistance. This characteristic is resulted from the controlled addition of alloying elements, each offering specific attributes regarding the strength and ability to resist different environments [2].

Considering the applications of the previously mentioned SS grades, martensitic stainless steels (MSS) were developed in order to satisfy a need of the manufacturing industry for corrosion resistant alloys hardening through heat treatment [3]. Due to its technical features (high mechanical strength and moderate corrosion resistance), MSS are largely employed on applications where mechanical properties are the primary requirement [4]. Even for the case of MSS class, the need for high-performance parts strongly justifies the use of surface treatments, aiming to enhance the performance in operation and to extend the part service life. Considering that the corrosion resistance is the dominant criterion for SS, it is unacceptable for any applied surface treatment to cause corrosion resistance decrease of a treated part [5].

Through the surface engineering, thermochemical treatments employ thermal diffusion to incorporate interstitial atoms (usually carbon and/or nitrogen) into material surface, in order to modify its chemical composition and microstructure and, consequently, its properties and performance. These treatments are conducted in solid, liquid, gaseous or plasma environment, which acts as source of one (C or N, for carburizing and nitriding treatment, respectively) or more (both the C and N, for nitrocarburizing treatment) interstitial component that will enrich the treated surface. It is important to be highlighted that, due to the highly reactive physicochemical environment generated in the plasma processing, the plasma-assisted technology has greater efficiency, productivity and reproducibility over other techniques [6].

Application of thermochemical treatments on plain-carbon steels has as main objective its surface strengthening through the Fe carbides/nitrides formation. Nevertheless, when applied such treatments on MSS (as well as other SS) Cr carbides/nitrides tend preferentially to be formed, since the C and N affinities with Cr is much greater than those with Fe. Therefore, low-temperature treatment is needed to avoid the SS corrosion resistance reduction, which is attained by suppressing Cr carbides/nitrides precipitation. Under low-temperature, the treatment is performed in paraequilibrium, where the substitutional diffusion is neglected, while interstitials can freely diffuse. Thus, Cr carbides/nitrides precipitation is avoided, since that to form a stable Cr carbide/nitride nucleus, the Cr substitutional must present some mobility or diffusion at the treatment temperature. In other words, under low-temperature, interstitials can be easily introduced in solid solution into the treated surface, improving its mechanical properties as well as its corrosion resistances in many cases. At low-temperature, the main strengthening mechanism is the formation of supersaturated carbon/nitrogen solid solution [7].

On the other hand, the number of publications on the present subject reflects the importance of plasma-assisted thermochemical treatments (PATT) on SS. A quick search in a specific known research platform for review articles on the subjects 'plasma nitriding', 'plasma carburizing' and 'plasma nitrocarburizing' has shown an increasing number of papers published over the last 20 years (see Figure 1).

In addition, the selection of adequate thermochemical treatment parameters appears as an important issue when ensuring optimal performance characteristics of MSS. It is to be noted that to suppress the corrosion resistance reduction of the treated alloy, the correct choice of the maximum temperature and time to be specified comprises important limitation for the application of the above-mentioned treatments. As known, the wrong choice of the processing conditions leads to the precipitation of Cr-rich carbides/nitrides in the vicinity of the parent austenite grain-boundaries and the martensitic laths, thus resulting in important Cr-depletion zones all over the martensitic matrix; being this event termed 'alloy sensitization'. Due to it, the formation of the protective Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> passive film is

hindered close to the Cr-depleted zones presenting below 10.5 wt.% Cr content in the treated layer, leading the steel to lose the stainlessness property [8-10].

Although there are several works reporting on the plasma-assisted thermochemical treatments application for 13% Cr-type MSS, there is no systematic method of treatment selection for the present subject, correlating the effects of the treatment type and its processing conditions with the resulting microstructures, properties and performances. In order to make available the referred selection method for thermochemically treated 13% Cr-type MSS, a set of properties maps was obtained aiming at facilitating to the reader a detailed overview on the main correlations among the plasma thermochemical processing and resulting properties and performance.

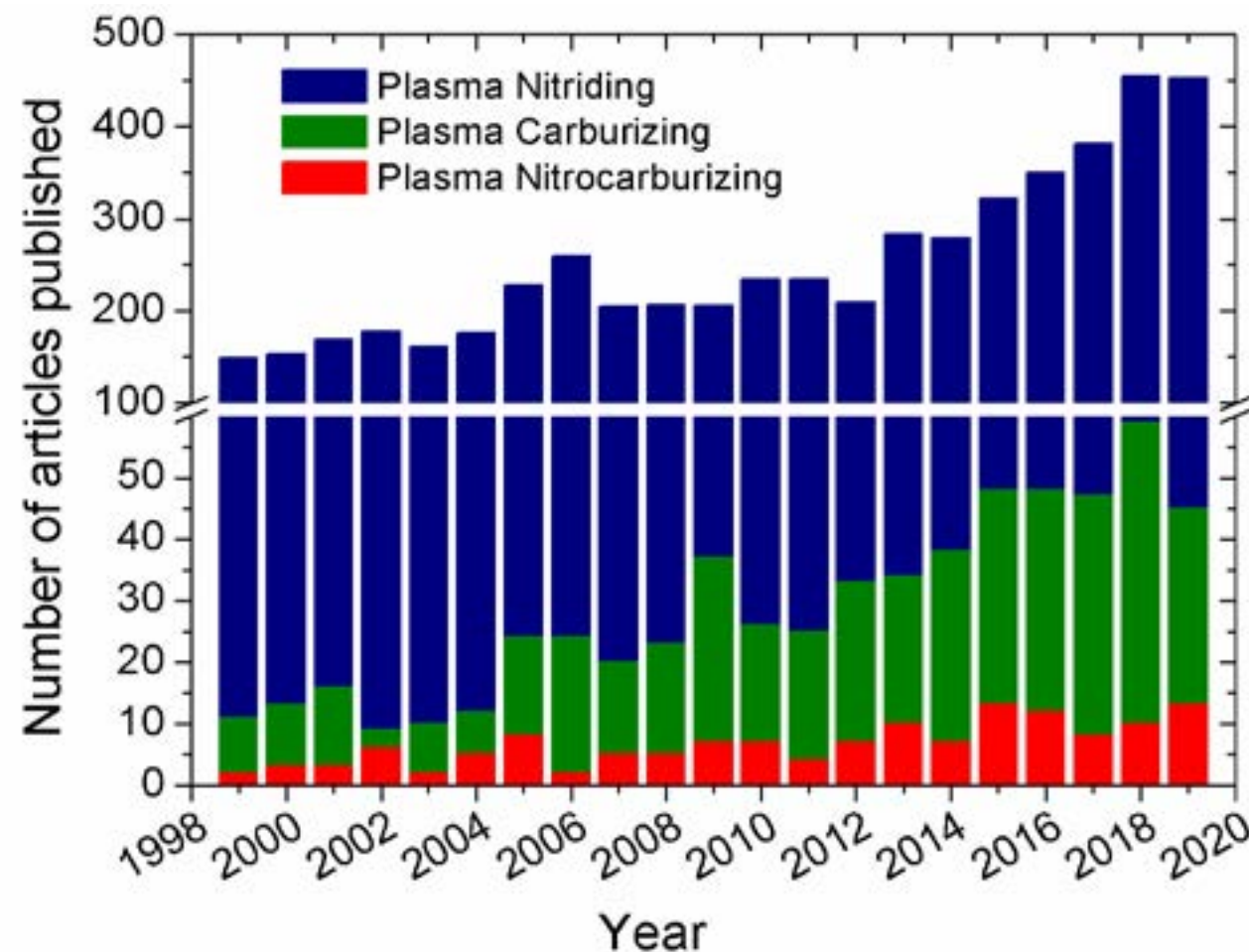


Figure 1. Bibliometric analysis of publications on plasma-assisted thermochemical treatments on stainless steels subject, over the last 20 years (ScienceDirect database – August 2, 2019).

## 2. GENESIS OF PLASMA-ASSISTED THERMOCHEMICAL TREATMENTS OF MSS

As reported by Bell [11] the first application of a glow discharge for metals treatment dates of year 1928. However, the industrial acceptance of this technique was slow even after Berghaus have filed the original patents in the year of 1932, which led to the commercial exploitation of plasma nitriding processing. According to the cited reference, with the development of arcs suppression control systems in the 1970s, this technology became widely accepted and employed in industrial environments thenceforth [11].

Regarding the low-temperature plasma thermochemical treatments application on SS, as precursor studies can be cited the researches of Zhang and Bell [12] and Ichii *et al.* [13]. Firstly, in 1985 Zhang and Bell [12] reported that a treated layer with 20  $\mu\text{m}$  length and hardness of about 700 HV was obtained from the plasma nitriding application on AISI 316 austenitic stainless steel (ASS). The authors also verified that the nitrided layer presented corrosion resistance equivalent to that untreated material. Following, in 1986 Ichii *et al.* [13] presented X-ray diffraction data from low temperature (400 °C) plasma nitrided AISI 304 ASS, showing the austenite peaks displacement to smaller angles. As these shifted peaks were not listed in the ASTM index, the authors referred to them as S1–S2, and named the nitrided layer as ‘S-phase’ [13]. Years later (1993), Leyland *et al.* [14] proposed the ‘expanded austenite’ designation to define the supersaturated interstitial solid solution of carbon and nitrogen in the austenitic structure. Recently (2010), a new term ‘low-temperature colossal supersaturation’ was employed by Dong [15] and has found widespread use in literature.

Kim *et al.* [16] were the pioneers in studying the low-temperature plasma-assisted nitriding treatment (LTPN) application on 13% Cr-type MSS, in 2003. Treating AISI 420 MSS at 400 °C for 4 h, the authors reported obtaining a 20  $\mu\text{m}$  nitrogen-rich layer (called by them ‘expanded martensite’), showing hardness about 4.3 times higher than that of untreated material. Later, other authors also showed the formation of nitrogen-expanded martensite ( $\alpha'_N$ ) on MSS. Given the context of this paper, only the main works will be reported here. However, more detailed review can be found by the reader in the ref. [17]). Several authors indicated an improvement on wear behavior of 13% Cr-type MSS by



the LTPN application [18-22]. In this sense, Corengia *et al.* [18] showed a sixfold increasing in dry sliding wear resistance of plasma nitrided AISI 410 MSS. In a similar search, Xi *et al.* [19] evidenced an increase of about 3 times on the dry sliding wear resistance of LTPN AISI 420 MSS. Regarding abrasion wear, Fraga *et al.* [20] demonstrated that nitrided AISI 420 MSS has a resistance to micro-abrasion wear up to 3 times higher than untreated material. Concerning to solid particles erosion wear, Xi *et al.* [21] demonstrated an increase of nearly 8 and 30 times on wear resistance of nitrided samples, on acid and neutral slurry environmental, respectively. Regarding the cavitation erosion, Espitia *et al.* [22] indicated that the obtaining of a nitrided compound layer ( $\alpha'_N + \epsilon\text{-Fe}_{24}\text{N}_{10}$  hexagonal iron nitrides) promotes a reduction by up to 27 times on the mass loss of LTPN AISI 410 MSS. These same authors highlighted the harmful effect of  $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$  hexagonal nitrides precipitation along the nitrided layer, on the cavitation performance [23]. Allenstein *et al.* [45,46] reported a considerable increase in cavitation erosion resistance of plasma nitrided CA-6NM MSS (AISI 410NiMo). Significant results on cavitation erosion behavior improvement were also observed for LTPN ASTM CA-6NM MSS, being the gains supposedly attributed to the N-expanded austenite formation in the nitrided layer [XX, UU, YY]. As for corrosion resistance of LTPN 13% Cr-type MSS, it is a consensus among authors [19, 24, 25] that nitriding temperatures below 350 °C, promotes not only the maintenance of corrosion resistance but also its improvement, in both the acidic and chlorides-containing media. In addition, it is important to mention that LTPN has also increased in 25% fatigue limits of AISI 420 MSS [26].

In the year of 2007, Li and Bell [27] pointed non-promising results for low temperature plasma carburizing (LTPC) of AISI 410 MSS. Through a comparative study of LTPN, LTPC and low-temperature plasma nitrocarburizing (LTPNC) at 450 °C for 20 h, the authors demonstrated that the LTPC treatment application promotes an unimpressive increase in hardness, wear and corrosion resistance when compared to those observed for LTPN and LTPNC [27]. However, in 2012 Scheuer *et al.* [28] evidenced that an adequate choice of electrical discharge and treatment parameters can lead to a significant increase in the LTPC AISI 420 MSS hardness, being reported in later study [29], an addition of about 3 times in hardness. The new impetus given by the research conducted by Scheuer *et al.* [28, 29], stimulated the accomplishment of complementary studies aiming to evaluate the corrosion [30] and wear [31-33] resistance of LTPC AISI 420 MSS. Therefore, was shown by Scheuer *et al.* [30] that LTPC treatment promotes a reduction of up to 2.5 times in the corrosion rate of AISI 420 MSS treated below to 450 °C. Besides, Angelini *et al.* [31] indicated a reduction of more than 20 times on the wear scar depth for dry sliding wear test, whereas Scheuer *et al.* [32] showed a reduction of about 3.5 times in the micro-abrasion wear rate; finally, Severo *et al.* [33] proved that the nominal incubation period of the surface carburized at 450 °C for 12 h is about 3 times higher than that of the untreated LTPC AISI 420 MSS.

Regarding the LTPNC application on 13% Cr-type MSS, besides the aforementioned comparative study developed by Li and Bell [27], the Anjos *et al.* [34] study also deserves attention. In this research, authors demonstrated that treatment temperatures below to 350 °C promote the formation of precipitation-free nitrocarburized layer on the AISI 420 MSS; hardness increment on the order of 3 times was also verified. Regarding the LTPNC treatment effect on the corrosion and wear behavior of 13% Cr-type MSS, the unique results found in the literature are those presented in [27]. In this case, it was shown that even though LTPNC treatment generates a less hard treated layer, the dry sliding wear and corrosion resistance is similar to that obtained by the application of LTPN [27]. In study similar to that of [27], Scheuer *et al.* [35] demonstrated that the layer growth kinetics is greater on LTPNC than in LTPN and LTPC. In addition, it was evidenced in [35] that at temperatures below to 400 °C, the LTPC promotes a superior strengthening depth when compared to LTPN and LTPNC, according to the obtained hardness profile measurements.

In addition to single nitriding, carburizing and nitrocarburizing treatments, it was proposed in 1993, by Leyland *et al.* [14], the realization of nitriding and carburizing treatments in sequential cycles. Thus, the authors treated the AISI 630 precipitation-hardening MSS (17-4 PH) in two cycles: i) nitriding at 430 °C for 30 h; and ii) carburizing at 320-350 °C for 30 h. Right after nitriding and before carburizing, the treated sample was submitted to a pretreatment at 420 °C for 5 h by an Ar-H<sub>2</sub> (1/3 vol. rate) glow discharge for 'denitriding' the surface. The authors pointed out that the combination among nitriding and carburizing had a beneficial effect on the controlling of treated layer structure and



composition, promoting improvements on mechanical properties without detriment to corrosion resistance [14]. The application of such a treatment approach on 13% Cr-type MSS was also investigated in a preliminary study by Scheuer *et al.* [36]. In this work the authors evaluated the effect of the combined application of nitriding, carburizing and nitrocarburizing treatments on the AISI 420 MSS. Two-cycles sequential treatments of 8h interspersed each cycle every 4h) at 400 °C were performed, alternating the types of treatments and their execution sequence. The authors concluded that the chosen treatment sequence has a great influence on the treated layer hardness and thickness. Furthermore, it was shown that the combined application of nitriding-nitrocarburizing is more effective than those of the carburizing-nitriding and carburizing-nitrocarburizing, and the respective single treatments.

Based on the above-mentioned, the timeline for key developments of plasma-assisted thermochemical treatments of 13% Cr-type MSS was built, which is presented in Figure 1.

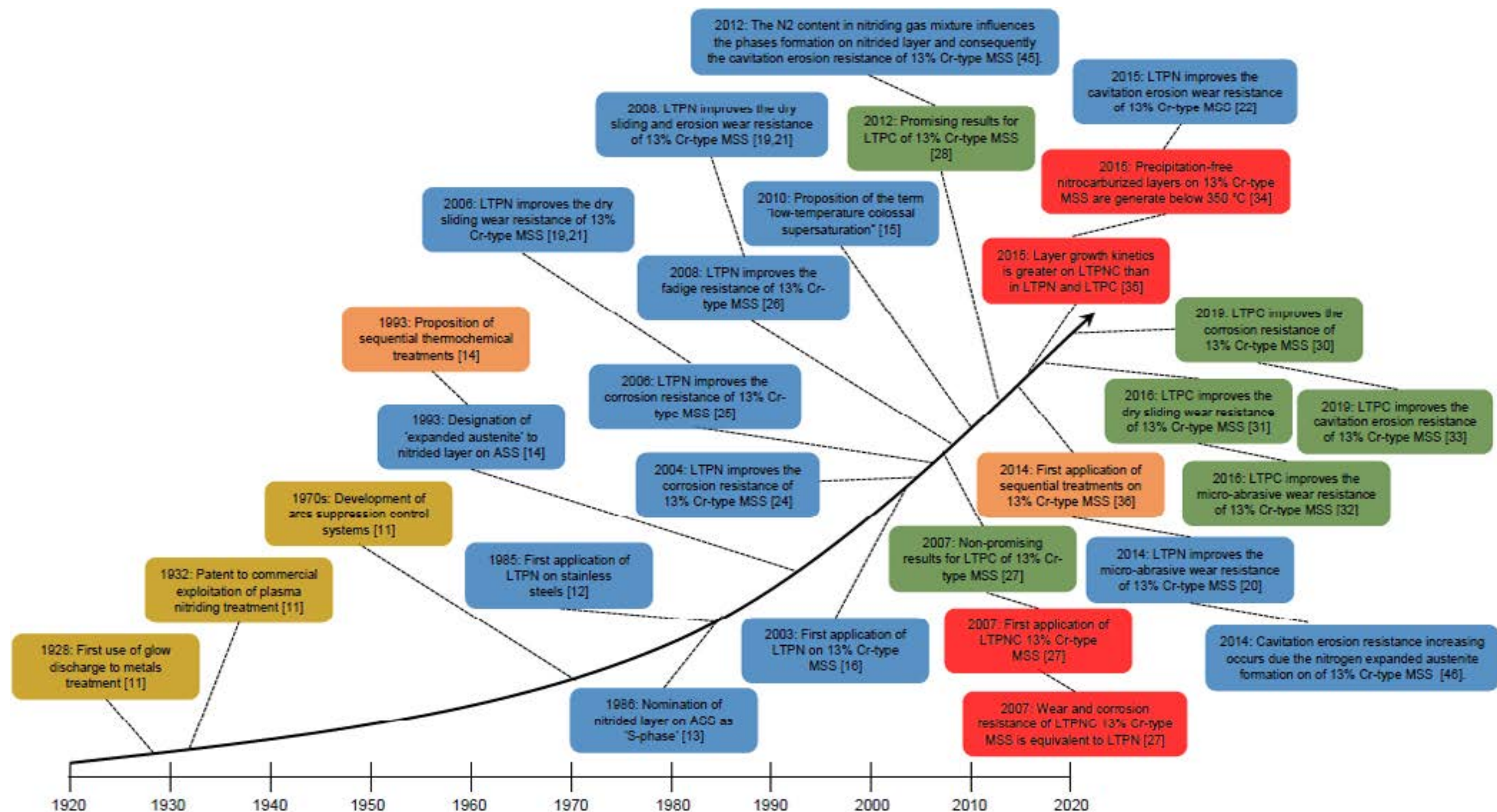


Figure 2. Timeline for key developments of PATT of 13% Cr-type MSS.

### 3. PROPERTY MAPS FOR PLASMA THERMOCHEMICALLY TREATED 13%CR-TYPE MSS

Relationships among the plasma-assisted thermochemical methods, treatment parameters and treated 13% Cr-type MSS properties and performance have been drawn by compiling into a single database the obtained data from the application of each treatment considered here.

The database structure was built and then fed by reviewing the available literature so that trends could be discerned. In this manner, the broader relationships were explored by constructing plots that have summarized data to show interactions between plasma-assisted thermochemical techniques and parameters with treated layer properties/performance. There is a natural, intrinsic cause and effect relationship among the temperature and time treatment parameters and the treated 13% Cr-type MSS characteristics [7,30,34]. Thus, analysis of these datasets is expected to yield observable trends and comparisons with regard to the plasma-assisted thermochemical methods. In the present case, data analysis was limited to the treatment temperature range from 300 to 500 °C and treatment time range from 2 to 20 h. Four frequently investigated features of treated layers are presented in this work. The PATT 13% Cr-type MSS maps are focused on the temperature and time treatment parameters effect on the layer thickness, hardness, wear and corrosion resistance. It is important to emphasize that this study was intended as a broad survey of treated layer properties. All of the experimental



details were presented in the original manuscripts and the properties determined by these original investigators were applied to studies within their own context. Moreover, the determination of the response variable (hardness, thickness, wear and corrosion resistance of treated layer) for the uninvestigated combinations among treatment time and temperature, was performed through its interpolation with the values of the combinations investigated. Figure 3 presents a flow chart that describes the PATT 13% Cr-type MSS maps construction procedure.

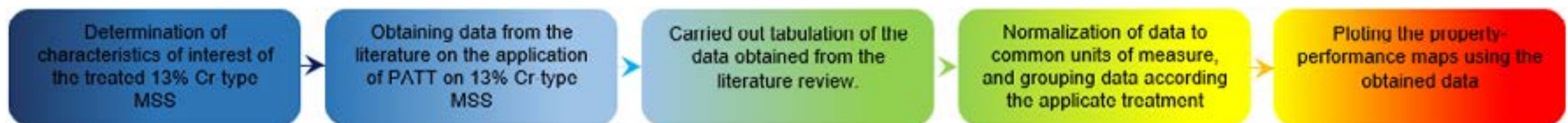


Figure 3. Flow chart to describe the PATT 13% Cr-type MSS maps construction process.

### 3.1 Map 1: Treated layer thickness vs. treatment time-temperature

Figure 4 shows the treated layer thickness evolution as function of the treatment temperature and time for nitriding (Fig. 4a) [7, 16-27, 37], carburizing (Fig. 4b) [28-33, 35] and nitrocarburizing (Fig. 4c) [27,34,35] processes applied on 13% Cr-type MSS. It is verified that the treated layer growth is directly proportional to the increase of treatment temperatures and times. Several studies using other SS families pointed out to this same observed trend [38-42]. This behavior can be attributed to the increasing interstitial elements diffusivity, in the first case; and in the second, to the proportionality between the diffusion depth and the square root of the product among the diffusion coefficient and the treatment time. Both behaviors are expected for thermally activated treatments controlled by atomic diffusion [38]. Another important aspect that can be observed is that, for the same combination of treatment temperature and time, the nitriding treatment application generates thicker layers when compared to carburizing and nitrocarburizing. This behavior has already been evidenced in the comparative studies performed by [27,35]. To justify this behavior, it is supposed that the cementite formation in grain boundaries during nitrocarburizing hinder the nitrogen diffusion through grain boundaries, slowing its flow into the substrate bulk.

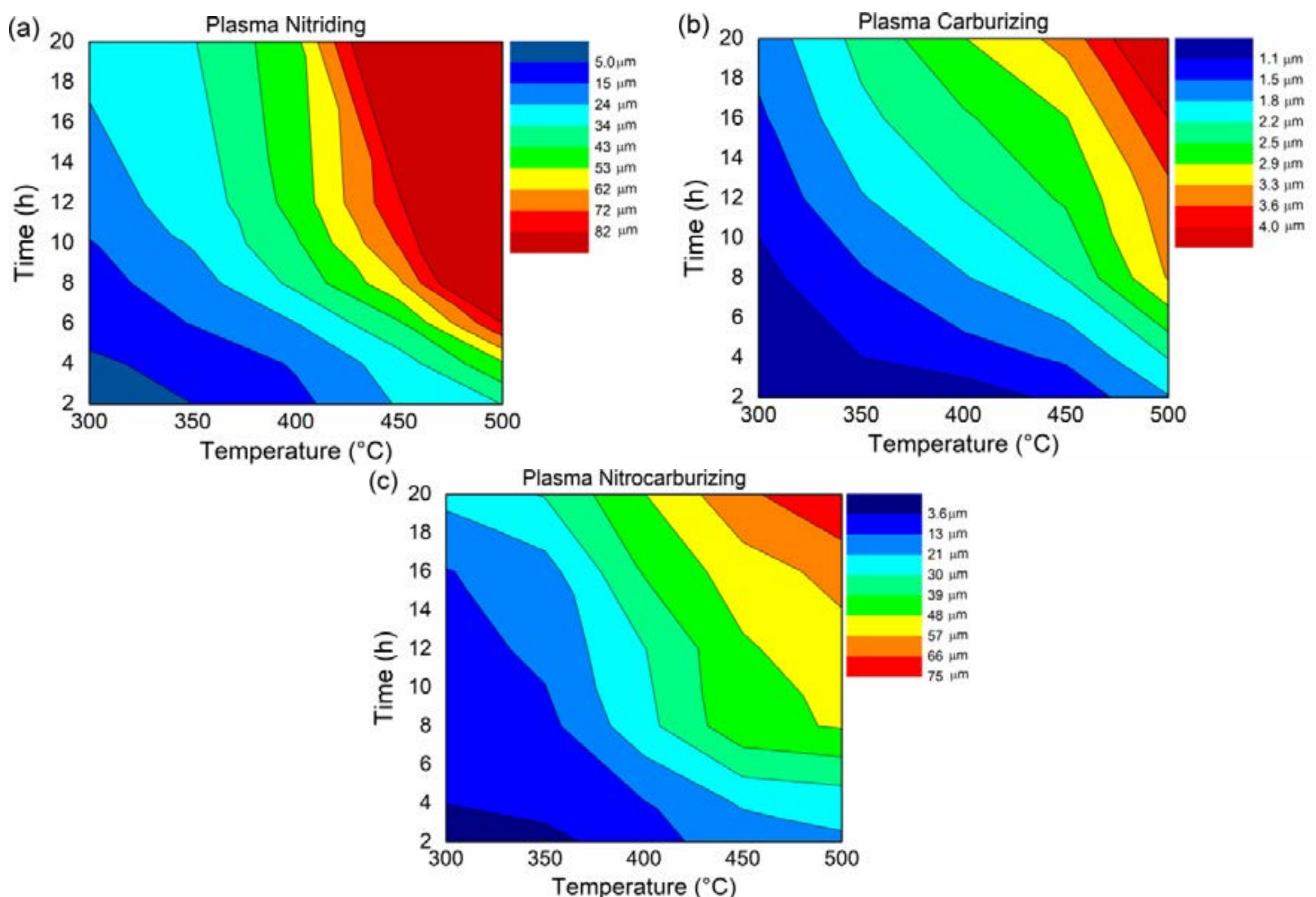


Figure 4. Treated layer thickness versus treatment time-temperature maps for: (a) plasma nitrided; (b) plasma carburized; and (c) plasma nitrocarburized 13% Cr-type MSS.



### 3.2 Map 2: Treated layer hardness vs. treatment time-temperature

**Erro! Fonte de referência não encontrada.** presents the hardness evolution with treatment temperature and time for nitriding (Fig. 4a), carburizing (Fig. 4b) and nitrocarburizing (Fig. 4c) processes applied on 13% Cr-type MSS. For the same treated temperature and time, it is observed that the nitriding promotes the formation of a treated layer with greater hardness, compared to those obtained by the carburizing and nitrocarburizing [16-37,43]. As the measured hardness is affected by the layer thickness, this behavior may be related to the greater nitrated layer thickness, as evidenced earlier in Figure 4. Another possible justification is linked to the formation of secondary phases, and their effect on the treated layer hardness. Iron nitrides are thermodynamically more stable than cementite, its formation is more spontaneous during treatment, thus exerting a more prominent effect on the hardening of the nitrated and nitrocarburized layer than cementite on the carburized and nitrocarburized layer. Finally, it is important to highlight that for treatments temperatures at around 500 °C, the intense precipitation of secondary phases promotes the depletion of the interstitials content on martensite, causing its decomposition with consequent formation of the ferrite phase, and resulting reduction of material hardness [17,29,35,43].

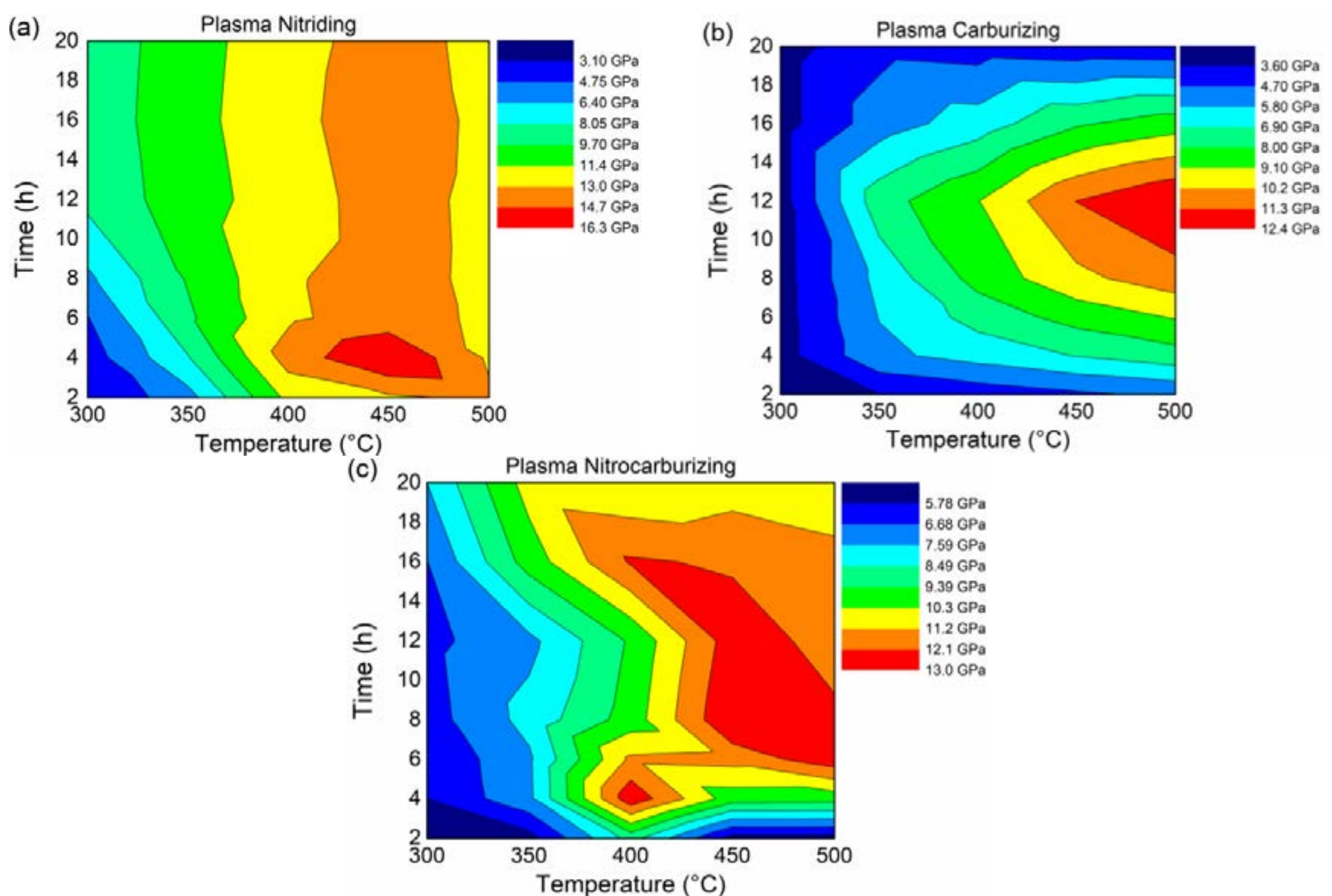


Figure 5. Treated layer hardness versus treatment time-temperature maps for: (a) plasma nitrided; (b) plasma carburized; and (c) plasma nitrocarburized 13% Cr-type MSS.

### 3.3 Map 3: Treated layer wear behavior vs. treatment time-temperature

Figure 6 presents the dry sliding wear rate evolution with treatment temperature and time for nitriding (Fig. 6a) and carburizing (Fig. 6b) processes applied on 13% Cr-type MSS. Analyzing the Fig. 6a it is found that the wear rate reduces with increasing nitriding treatment time from 2 to 20 h for treatment temperatures among 300 to 400 °C. By increasing the temperature to 450 °C, intense nitrides precipitation promotes the increase of the wear rate with the rise of the treatment time above 8 h. For nitriding treatments performed at 500 °C, there is a tendency of equalization in the dry sliding wear rate value, independent of the employed treatment time [18,19,25].

Through the evaluation of Fig. 6b it is possible to identify a similar behavior for carburized 13% Cr-type MSS. It is observed that the wear rate reduces with increasing on carburizing time for treatments performed up to 400 °C. For the treatment temperature condition of 450 °C, it is possible to identify an increase in the wear rate for carburizing times longer than 12 h. For treatments performed



at 500 °C, as observed for nitrided treatments, a tendency to equalize the wear rate values is verified. In these cases, the high and equivalent wear rate values are due to decomposition of the expanded martensitic phase with formation of the ferrite phase and carbides/nitrides precipitates [43].

Comparing the performance among the nitrided and carburized 13% Cr-type MSS, it is possible to verify that the first treatment is more effective in improving the tribological performance. The higher wear resistance of the nitrided layer is due to its higher thickness and hardness as shown earlier in the Figure 4 and **Erro! Fonte de referência não encontrada..** Moreover, by comparing the wear rate of both the nitrided and carburized surfaces with that exhibited by the untreated 13% Cr-type MSS ( $2.25 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{m}$ ), it is observed that these treatments are effective in increasing the wear performance of these materials.

It is noteworthy that a map for nitrocarburized 13% Cr-type MSS was not elaborated due to reduced information found on this topic. This topic is only addressed at work by Li and Bell [27], in which the authors verified that the dry sliding wear rate of the nitrocarburized 13% Cr-type MSS is practically equal to that nitrided one. Likewise, the restricted volume of information hindered to make a map addressing abrasive as well as cavitation wear resistance of PATT 13% Cr-type MSS. In this sense, experimental data suggest the maintenance of the same behavior observed in dry sliding wear for the micro-abrasion wear performance [20,43]. In contrast, as regarded to cavitation erosion wear, preliminary data [33] indicated a similar resistance of carburized 13% Cr-type MSS to that evidenced for the nitrided one [22]. Finally, it is noteworthy that no studies were found addressing the evaluation of abrasion and cavitation erosion performance of plasma nitrocarburized 13% Cr-type MSS.

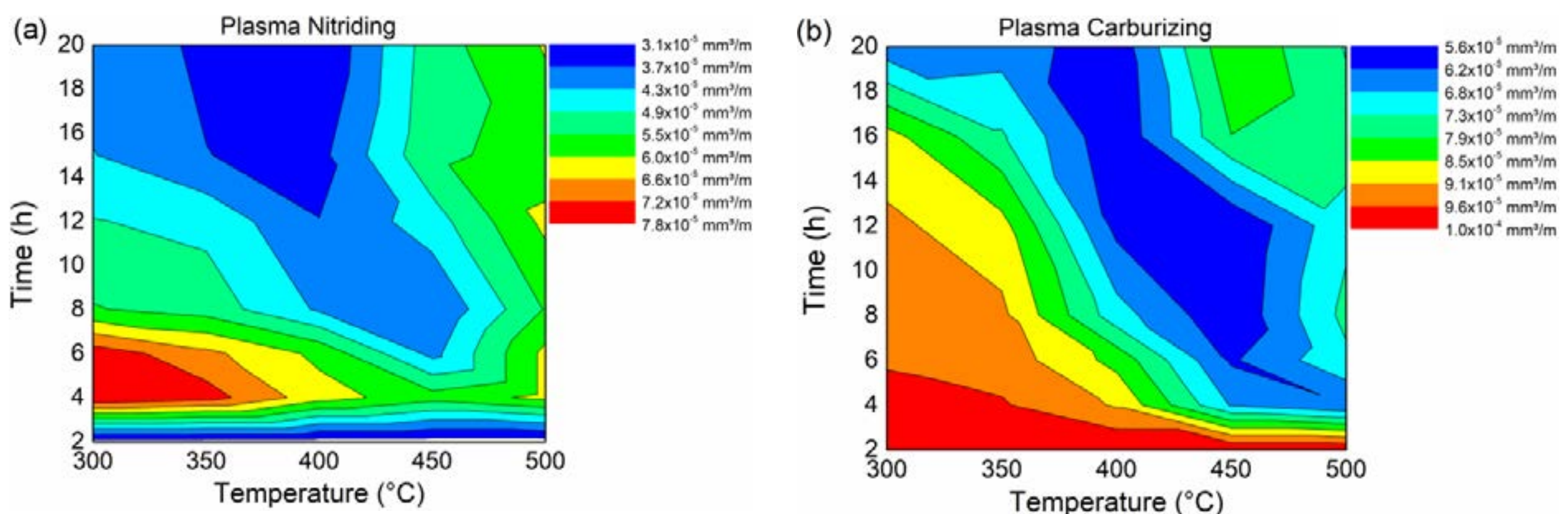


Figure 6. Treated layer dry sliding wear behavior versus treatment time-temperature maps for: (a) plasma nitrided; and (b) plasma carburized 13% Cr-type MSS.

### 3.4 Map 4: Treated layer corrosion resistance vs. treatment time-temperature

Figure 7 presents the corrosion rate evolution with treatment temperature and time for nitriding (Fig. 7a) and carburizing (Fig. 7b) processes applied on 13% Cr-type MSS in NaCl medium. Regarding the nitriding treatment application, it is noted a corrosion rate decreasing with increasing treatment time for treatments performed at 300 °C. As the treatment temperature is increased up to 400 °C, the corrosion rate presented low values for treatments performed up to 12 h, increasing for longer treatment times. For nitriding temperatures above 400 °C it is possible to notice a corrosion rate increasing, which is due to the intense chromium nitrides precipitation.

In the case of carburizing application, it is observed that a very low corrosion rates are achieved for carburizing temperatures up to 450 °C for treatment times up to 12 h. Increasing the treatment time above 12 h for treatments performed at 450 °C as well as using higher treatment temperatures, promotes an abrupt increase in the corrosion rate.

By comparing all treatments, it is noted that they have similar performances regarding the corrosion rate in NaCl containing environments. For carburized substrates the use of treatment temperatures below to 500 °C and times shorter than 12 h result in lower corrosion rates than the untreated material (0.022 mpy – dizer por extenso o que é mpy: ??? meter per year ???). For nitrided material, on the other hand, this range is restricted to temperatures below to 450 °C and treatment



times shorter than 12 h.

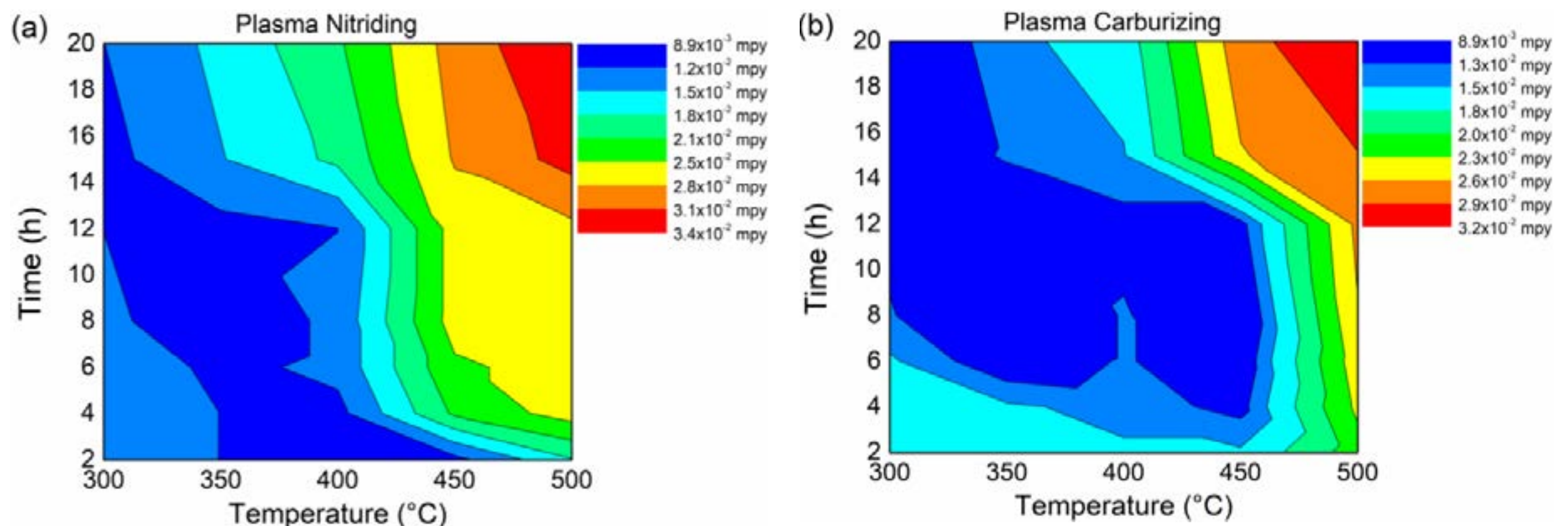


Figure 7. Treated layer corrosion rate versus treatment time-temperature maps for: (a) plasma nitrided; and (b) plasma carburized 13% Cr-type MSS in NaCl medium.

### 3.5 Map 5: Treated layer wear resistance vs. treated layer thickness and hardness

Figure 8 shows the maps correlating the effect of treated layer thickness (Fig. 8a) and hardness (Fig. 8b) on wear resistance of PATT of 13% Cr-type MSS. It is noted that the wear rate decreases with increasing treated layer thickness and hardness, for both the carburized and nitrided 13% Cr-type MSS. Increasing wear resistance with treated layer hardness can be credited to the higher energy required to promote material removal from the treated material surface with the higher hardness [44]. The increase in wear resistance with the treated layer thickness is justified considering that it has a higher hardness as the greater is its extension (higher thicknesses are obtained by using higher treatment temperatures and times, which lead to higher diffusion coefficients and interstitial diffusive flows, promoting the introduction of a greater amount of interstitial elements on the treating surface).

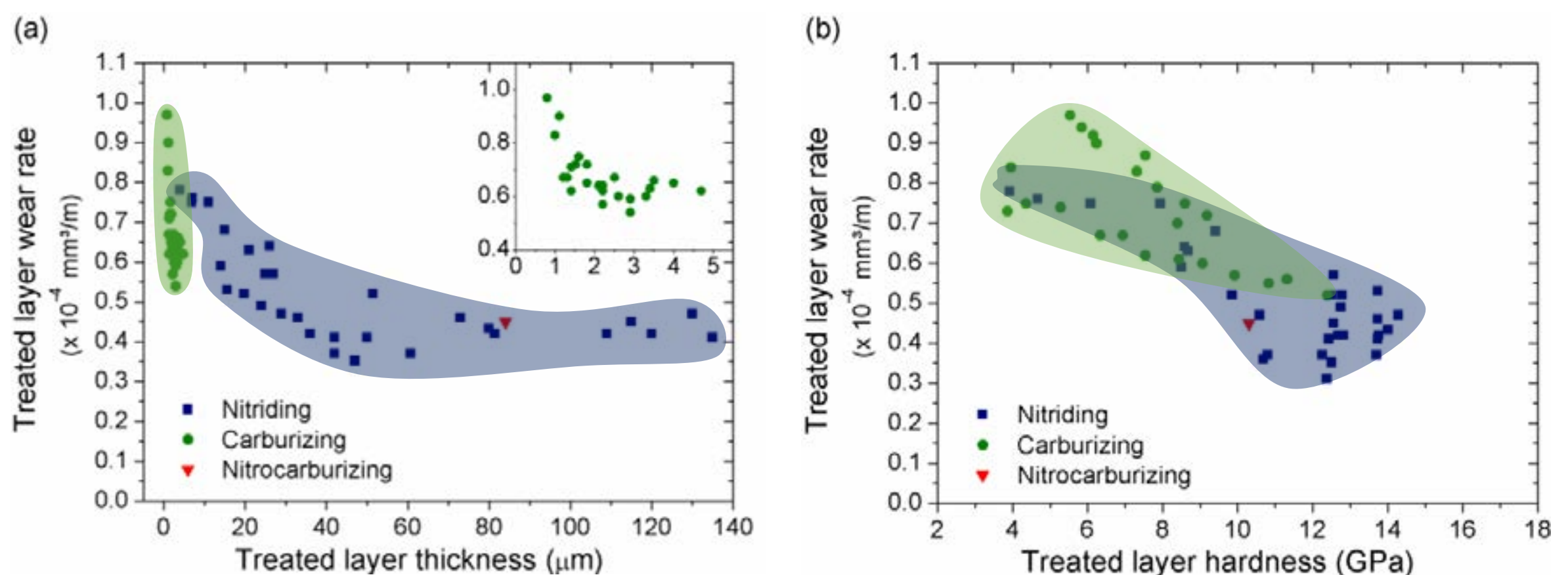


Figure 8. Treated layer wear resistance versus layer: (a) thickness; and (b) hardness maps for plasma carburized 13% Cr-type MSS.

### 3.6 Map 6: Treated layer corrosion resistance vs. treated layer thickness and hardness

Figure 9 shows the maps correlating the effect of treated layer thickness (Fig. 9a) and hardness (Fig. 9b) on corrosion resistance of PATT of 13% Cr-type MSS (em qual meio? Àcido??). From the Fig. 9a analysis, it is possible to observe that for both carburized and nitrided steel, corrosion resistance decreases with increasing thickness of the treated layer. The corrosion resistance reduction observed in thick treated layers is linked to precipitation of chromium carbide/nitride phases. Thicker treated layers are obtained by using high treatment temperatures and times (Figure 4). These conditions promote intense precipitation of such phases, reducing the chromium content in solid solution, thus the corrosion resistance of the treated material. Similar behavior is observed with



increasing hardness of the treated layer (Fig. 9b), which is also credited to the formation of the chrome-based secondary phases.

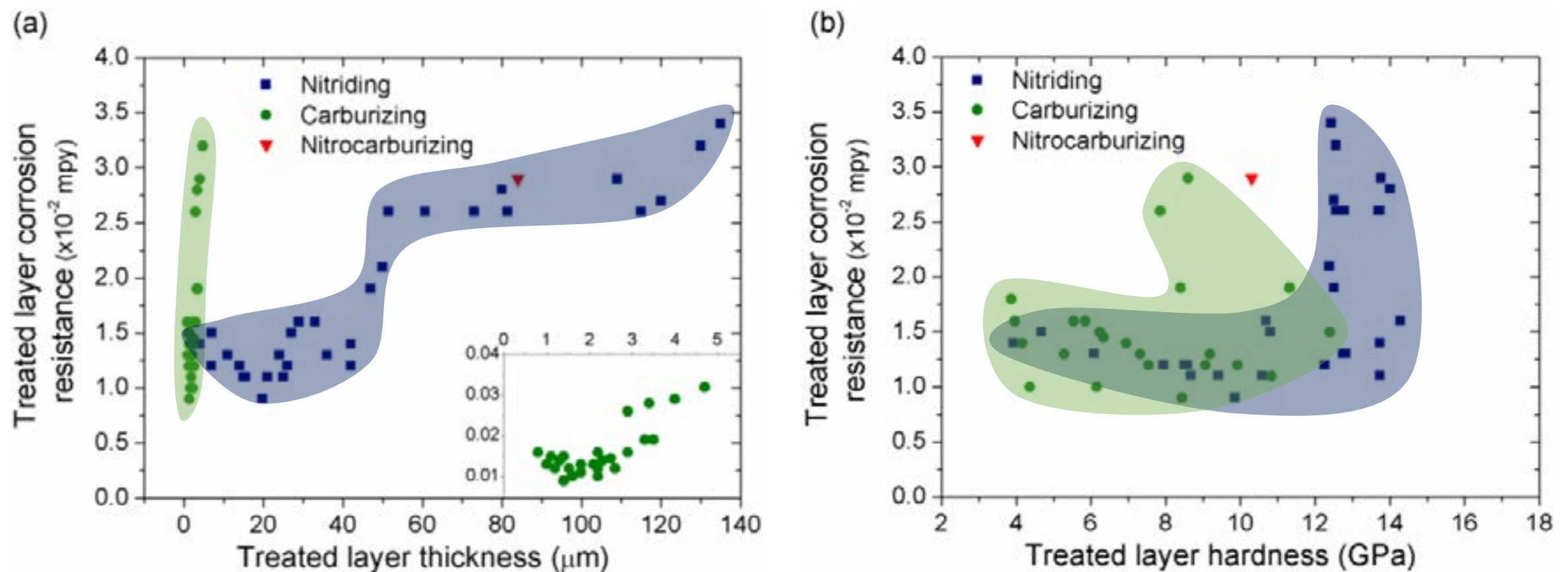


Figure 9. Treated layer corrosion resistance versus layer: (a) thickness; and (b) hardness maps for plasma carburized 13% Cr-type MSS.

#### 4. FINAL REMARKS

Plasma-assisted thermochemical treatments promote the improvement of 13% Cr-type martensitic stainless steels properties by introducing interstitial elements, usually carbon and nitrogen, into their surface. The treated layers obtained by these surface treatments are characterized for presenting distinct morphology and compositional gradient. These structural features originate an anisotropic behavior among materials treated under different conditions.

A comprehensive literature survey was conducted aiming to propose a systematic method to treatment selection, which integrates processing, microstructure, properties and performance. Thus, property maps were elaborated to quantify the correlations among the plasma thermochemical processing and its execution conditions; and the resulting properties and performance of treated 13% Cr-type martensitic stainless steels. The six sets of processing-property-performance maps built in this work showed the ability to interrelate all data within the field of plasma-assisted thermochemical treatments and providing a holistic explanation to the treated material features.

The maps have been created to assess the effect of the applied treatment on the treated layer thickness, hardness, wear and corrosion resistance. The effects of treatment temperature and time on treated layer regarding the mentioned characteristics were represented within the trends indicated in each developed map. Finally, the aspects discussed here agreed well with the sense that the treatment temperature and time play critical role on the treated surface microstructure, properties and performance.

#### ACKNOWLEDGMENT

Thanks are due to CNPq, CAPES (Finance Code 001), CNPq-UNIVERSAL 482380/2012-8, MCTI/CNPq/CT-AQUAVIÁRIO 456347/2013-5 and Fundação Araucária do Estado do Paraná (PRONEX-NESAP).

#### REFERENCES

- [1] LIPPOLD C.J.; DAMIAN K.J.; *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Canada. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken. 2005.
- [2] LO, K.H.; SHEK, C.H.; LAI, J.K.L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering*, v. 65, pp. 39–104, 2009.
- [3] BARLOW L.D.; DU TOIT, M. Effect of austenitizing heat treatment on the microstructure and hardness of martensitic stainless steel AISI 420. *Journal of materials engineering and performance* 21 (2012) 1327–1336.

- [4] LI, C.X.; BELL, T. Corrosion properties of plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel in 3.5% NaCl and 1% HCl aqueous solutions. *Corrosion Science* 48 (2006) 2036–2049.
- [5] CARDOSO, R.P.; MAFRA, M.; BRUNATTO, S.F. Low-temperature thermochemical treatments of stainless steels: an introduction – Chapter 4. In: *Plasma Science and Technology - Progress in Physical States and Chemical Reactions*, IntechOpen (2016), pp. 107-130.
- [6] FRANK C. Thermochemical Treatment of Metals – Chapter 5. In: *Heat Treatment: Conventional and Novel Applications*, IntechOpen (2012), pp. 73-112.
- [7] CARDOSO, R.P.; SCHEUER, C.J.; BRUNATTO, S.F. Low-Temperature Nitriding Kinetics of Stainless Steel: Effect of Prior Heat Treatment. In: *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys* (2015), pp. 3283-3293.
- [8] AYDOĞDU, G.H.; AYDINOL M.K. Determination of susceptibility to intergranular corrosion and electrochemical reactivation behavior of AISI 316L type stainless steel. *Corrosion Science* 48 (2006) 3565–3583.
- [9] AQUINO, J.M.; DELLA ROVERE, C.A.; KURI S.E. Intergranular corrosion susceptibility in supermartensitic stainless steel weldments. *Corrosion Science* 51 (2009) 2316–2323
- [10] TAJI, M.H.; MOAYED, M.; MIRJALILI, M. Correlation between sensitisation and pitting corrosion of AISI 403 martensitic stainless steel. *Corrosion Science* 92 (2015) 301–308.
- [11] BELL, T. Surface engineering: past, present and future, *Surface Engineering*, v. 6(1), p. 31– 40, 1990.
- [12] ZHANG, Z.L.; BELL, T. Structure and corrosion resistance of plasma nitride stainless steel. *Surface Engineering*, v. 1(2), pp. 131–136, 1985.
- [13] ICHII, K.; FUJIMURA, K.; TAKASE, T. Structure of the ion-nitrided layer of 18-8 stainless steel. *Technology Reports of Kansai University*, v.27, p.135-144, 1986.
- [14] LEYLAND, A.; LEWIS, D.B.; STEVENSON, P.R.; MATTHEWS, A. Low temperature plasma diffusion treatment of stainless steels for improved wear resistance. *Surface and Coatings Technology*, v. 62, p. 608–617, 1993.
- [15] DONG, H. S-Phase surface engineering of Fe-Cr, Co-Cr and Ni-Cr alloys. *International Materials Review*, v. 55, pp. 65-98, 2010.
- [16] KIM, S.K.; YOO, J.S.; PRIEST, J.M.; FEWELL, M.P. Characteristics of martensitic stainless steel nitrided in a low-pressure RF plasma. *Surface and Coatings Technology*, v. 163–164, pp. 380–385, 2003.
- [17] CJ SCHEUER, F I ZANETTI, RP CARDOSO, S F BRUNATTO. Ultra-low to high-temperature plasma-assisted nitriding: revisiting and going further on the martensitic stainless steel treatment. *Materials Research. Express* 6 (2019) 026529.
- [18] CORENGIA, P.; WALTHER, F.; YBARRA, G.; SOMMADOSSI, S.; CORBARI, R.; BROITMAN, E. Friction and rolling–sliding wear of D.C.-pulsed plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel. *Wear* 260 (2006) 79–485.
- [19] XI, Y.; LIU, D.; HAN, D. Improvement of corrosion and wear resistances of AISI 420 martensitic stainless steel using plasma nitriding at low temperature. *Surface and Coatings Technology* 202 (2008) 2577–2583.
- [20] FRAGA, R.A.; SCHEUER, C.J.; CARDOSO, R.P.; BRUNATTO, S.F. Micro-abrasive wear test of low-temperature plasma nitrided AISI 420 steel: Effects of previous heat treatment on wear behavior. In: *Second International Brazilian Conference on Tribology, 2014, Foz do Iguaçu/PR. Proceedings of second TriboBR, 2014.*
- [21] XI, Y.T.; LIU, D.X.; HAN, D. Improvement of erosion and erosion–corrosion resistance of AISI420 stainless steel by low temperature plasma nitriding. *Applied Surface Science* 254 (2008) 5953–5958.
- [22] ESPITIA, L.A.; DONG, H.; LI X.Y.; PINEDO, C.E.; TSCHIPTSCHIN, A.P. Cavitation erosion resistance and wear mechanisms of active screen low temperature plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel. *Wear* 332-333 (2015) 1070–1079.
- [23] ESPITIA, L.A.; VARELA, L.; PINEDO, C.E.; TSCHIPTSCHIN, A.P. Cavitation erosion resistance of low temperature plasma nitrided martensitic stainless steel. *Wear* 301 (2013) 449–456.
- [24] CORENGIA, P.; YBARRA, G.; MOINA, C.; CABO, A.; BROITMAN, E. Microstructure and corrosion behavior of D.C.-pulsed plasma nitride AISI 410 martensitic stainless steel. *Surface and Coatings Technology* 187 (2004) 63–69.
- [25] LI, C.X.; BELL, T. Corrosion properties of plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel in 3.5% NaCl and 1% HCl aqueous solutions. *Corrosion Science* 48 (2006) 2036–2049.
- [26] XI, Y.T.; LIU, D.X.; HAN, D. Improvement of mechanical properties of martensitic stainless steel by plasma nitriding at low temperature. *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* 21 (2008) 21–29.
- [27] LI, C.X.; BELL, T. . *Materials Science and Technology* 23 (2007) 355–361.
- [28] SCHEUER, C.J.; CARDOSO, R.P.; PEREIRA, R.; MAFRA, M.; BRUNATTO S.F. Low temperature plasma carburizing of martensitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 539, pp. 369–372, 2012.



- [29] SCHEUER, C.J.; CARDOSO, R.P.; MAFRA, M.; BRUNATTO, S.F. AISI 420 martensitic stainless steel low-temperature plasma assisted carburizing kinetics. *Surface and Coatings Technology*, v. 24, pp. 30–37, 2013.
- [30] SCHEUER, C. J.; POSSOLI, F.; BORGES, P. C.; CARDOSO, R. P.; BRUNATTO, S. F. AISI 420 martensitic stainless steel corrosion resistance enhancement by low-temperature plasma carburizing. *ELECTROCHIMICA ACTA*, v. 317, p. 70-82, 2019.
- [31] ANGELINI, V.; BOROMEI, I.; MARTINI, C.; SCHEUER, C.J.; Cardoso, R.P.; Brunatto, S.F. CESCHINI, L. Dry sliding behavior (block-on-ring tests) of AISI 420 martensitic stainless steel, surface hardened by low temperature plasma-assisted carburizing. *TRIBOLOGY INTERNATIONAL*, v. 103, p. 555-565, 2016.
- [32] SCHEUER, C.J.; Cardoso, R.P.; Neves, J.C.K.; Brunatto, S.F. MICRO-ABRASIVE WEAR BEHAVIOUR OF LOW-TEMPERATURE PLASMA CARBURIZED AISI 420 MARTENSITIC STAINLESS STEEL. In: 71<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM, 2017, Rio de Janeiro. Anais do Congresso Anual da ABM. São Paulo: Editora Blucher, 2016. p. 391.
- [33] SEVERO, F.S.; SCHEUER, C.J.; Cardoso, R.P.; Brunatto, S.F. CAVITATION EROSION RESISTANCE ENHANCEMENT OF MARTENSITIC STAINLESS STEEL VIA LOW-TEMPERATURE PLASMA CARBURIZING. *WEAR*, v. 428-429, p. 162-166, 2019.
- [34] ANJOS, A.D.; SCHEUER, C.J.; BRUNATTO, S.F.; CARDOSO, R.P. Low-temperature plasma nitrocarburizing of the AISI 420 martensitic stainless steel: Microstructure and process kinetics. *Surface and Coatings Technology*, v. 275, pp. 51–57, 2015.
- [35] SCHEUER, C.J.; Cardoso, R.P.; Brunatto, S.F. Low-temperature Plasma Assisted Thermochemical Treatments of AISI 420 Steel: Comparative Study of Obtained Layers. *Materials Research*. 2015; 18(6): 1392-1399.
- [36] SCHEUER, C.J.; FRAGA, R.A.; CARDOSO, R.P.; BRUNATTO, S.F. Tratamento sequencial de cementação, nitretação e nitrocementação por plasma do aço AISI 420. In: VIII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2014, Uberlândia/MG. Anais CONEM 2014, 2014.
- [37] FERREIRA, L.M.; Brunatto, S.F.; Cardoso, R.P. Martensitic Stainless Steels Low-temperature Nitriding: Dependence of Substrate Composition. *Materials Research*, v. 18, p. 622-627, 2015.
- [38] SUN, Y. Kinetics of low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steels. *Journal of Materials Processing Technology*, v.168, pp. 189–194, 2005.
- [39] MENDES, A.F.; SCHEUER, C.J.; JOANIDIS, I.L.; CARDOSO, R.P.; MAFRA, M.; KLEIN, A.N.; BRUNATTO, S.F. Low-temperature plasma nitriding of sintered PIM 316L austenitic stainless steel. *Materials Research*, v. 17, p. 100-108, 2014.
- [40] MENTHE, E.; RIE, K.T. Further investigation of the structure and properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*. 1999; 116-119:199-204.
- [41] ALPHONSA, J.; MUKHERJEE, S.; RAJA, V.S. Study of plasma nitriding and nitrocarburising of AISI 430F stainless steel for high hardness and corrosion resistance. *CORROSION ENGINEERING, SCIENCE AND TECHNOLOGY*, 2018 VOL. 53, NO. S1, 51–58.
- [42] CISQUINI, P.; RAMOS, S.V.; VIANA, P.R.P.; LINS, V.F.C.; FRANCO JR, A.R.; VIEIRA, E.A. Effect of the roughness produced by plasma nitrocarburizing on corrosion resistance of AISI 304 austenitic stainless steel. *Journal of Materials Research Technology*. 2019; 8(2): 1897-1906.
- [43] SCHEUER, C. J. Comportamento tribológico e resistência à corrosão do aço inoxidável martensítico AISI 420 cementado por plasma a baixa temperatura. 301 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2015.
- [44] MURRAY, M.J., MUTTON, P.J., WATSON, J.D. Abrasive wear mechanisms in steels. *Journal of Lubrication Technology*, Vol. 104, p. 9-16, 1982.
- [45] ALLENSTEIN A.N.; LEPIENSKI, C.M.; BUSCHINELLI, A.J.A.; BRUNATTO, S.F. Plasma nitriding using high H<sub>2</sub> content gas mixtures for a cavitation erosion resistant steel. *Applied Surface Science* 277 (2013) 15– 24.
- [46] ALLENSTEIN A.N.; LEPIENSKI, C.M.; BUSCHINELLI, A.J.A.; BRUNATTO, S.F. Improvement of the cavitation erosion resistance for low-temperature plasma nitrided CA-6NM martensitic stainless steel. *Wear* 309 (2014) 159–165



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## NANOTUBOS DE TiO<sub>2</sub> SINTETIZADOS PELO PROCESSO DE ANODIZAÇÃO/ TiO<sub>2</sub> NANOTUBES SYNTETIZES BY ANODIC PROCESS

Ghisana Fedrigo <sup>(1)</sup>

Mario Wolfart Junior <sup>(2)</sup>

Alexandre da Silva Rocha <sup>(3)</sup>

Poliana Listone Behrend <sup>(4)</sup>

Mateus Ritter Pasini <sup>(5)</sup>

### RESUMO

A anodização do titânio com eletrólito que contém íons de flúor produz uma camada de nanotubos de TiO<sub>2</sub> amorfa. Para aplicações médicas, elétrica ou fotoelétrica, é necessário a cristalização dessa camada por meio de tratamento térmico. Neste presente estudo, o principal objetivo foi a produção de uma camada cristalina nanotubos de TiO<sub>2</sub> formados por um potencial eletrolítico no titânio puro grau 2 (ASTM F67) com a aplicação posterior de tratamento térmico. A camada de TiO<sub>2</sub> amorfa foi obtida utilizando o eletrólito 1 M H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> + 0,3% HF e na tensão de 40 V por 1 hora. A camada foi cristalizada com o tratamento térmico de 550°C, por 2 horas em forno convencional. O efeito do tratamento térmico na estrutura cristalina da camada foi observado pela difração Raio X com radiação Cu K $\alpha$ . O gráfico da densidade de corrente vs tempo apresenta o perfil característico de formação de nanotubos, o que demonstra que ocorreu a produção de nanotubos segundo a literatura. O difratograma indica que com tratamento térmico a camada foi cristalizada, obtendo estrutura anatase com pico em 2 $\theta$ =25,24°; 2 $\theta$ =47,97° e 2 $\theta$ =54,11°. Foi identificado estrutura rutila na superfície em 2 $\theta$ =27,45°.

**Palavras chaves:** TiO<sub>2</sub> nanotubos; anodização; titânio, anatase.

### ABSTRACT

Anodizing titanium with fluoride-based electrolyte produces a layer of nanotubes of amorphous TiO<sub>2</sub>. For medical, electrical and photoelectrical applications, it is necessary the crystallization of this layer by heat treatment. In this research, the main aim was the production of a TiO<sub>2</sub> nanotubes crystalline layer, which the nanotubes are formed by anodic oxidation followed by

<sup>(1)</sup> Estud. Engenharia; Instituto Federal Catarinense – Luzerna, Brasil, ghisanaf@gmail.com;

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Eng.; Instituto Federal Catarinense – Luzerna, Brasil, [mario.wolfart@ifc.edu.br](mailto:mario.wolfart@ifc.edu.br);

<sup>(3)</sup> Prof. Dr. Eng.; Universidade Federal do Rio Grande do Sul – Porto Alegre, Brasil, [alexandre.rocha@ufrgs.br](mailto:alexandre.rocha@ufrgs.br);

<sup>(4)</sup> Estud. Ensino Médio; Instituto Federal Catarinense – Campus Luzerna, Brasil, polibehrend19@gmail.com;

<sup>(5)</sup> Estud. Engenharia; Instituto Federal Catarinense – Campus Luzerna, Brasil, mateus.pasini@ifc.edu.br;



heat treatment on titanium pure grade 2 (ASTM F67). The TiO<sub>2</sub> amorphous layer was obtained by using 1 M H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> + 0,3% HF as electrolyte and applying 40 V for one hour. The layer was crystallized by heat treatment at 550° C for two hours in conventional furnace. The heat treatment effect on the crystalline structure of the layer was observed by the X-Ray diffraction with Cu K $\alpha$  radiation. The density current graphic versus time shows the characteristic profile of formation of nanotubes. According to the data in literature, it means that there was a production of nanotubes. The diffractogram has indicated that the layer was crystallized because of the heat treatment and that it obtained anatase structure in 2 $\Theta$ =25,24°, 2 $\Theta$ =47,97° and 2 $\Theta$ =54,11°. Furthermore, rutile structure was observed on surface in 2 $\Theta$ =27,45°.

**Key words — TiO<sub>2</sub> nanotubes; anodizing; titanium; anatase.**

## 1. INTRODUÇÃO

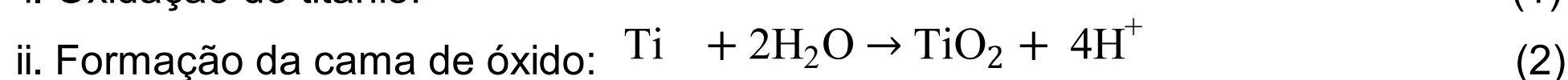
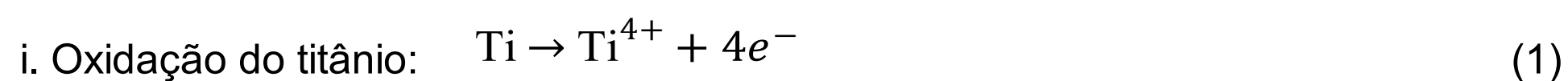
O titânio e suas ligas tem sido amplamente utilizado na área biomédica, principalmente em implantes ortopédicos e odontológico devido as suas propriedades mecânicas, resistência corrosão, e principalmente pela biocompatibilidade com o tecido humano [1]. Um dos fatores do titânio ser biocompatível é a presença da sua camada de óxido compacta formada naturalmente chamada de dióxido de titânio (TiO<sub>2</sub>), pois é estável ao ambiente corporal [2]. Entretanto para que um implante tenha sucesso em sua aplicação é necessário realizar tratamentos de superfície para aumentar a bioatividade e alterar a topografia da superfície, acarretando uma melhor ossointegração e minimização da probabilidade de infecções [3].

Um dos tratamentos de superfície realizados para implantes é a modificação da camada de óxido compacta e amorfa do titânio em nanotubos. Segundo um estudo realizado por Su et al. [4], a morfologia da camada de TiO<sub>2</sub> em nanotubos aumentou a ossointegração com base em medições de melhor adesão e propagação de osteoblastos quando comparado com superfícies de Ti não nanotexturizadas.

Um dos meios de se obter os nanotubos é pela anodização com eletrólito fluorado. Esta técnica é feita em uma célula eletrolítica composta por um eletrodo positivo, denominado ânodo e um eletrodo negativo, denominado cátodo. O componente de titânio é conectado no ânodo, por isso o processo é nomeado anodização, e o cátodo é um contra eletrodo que pode ser de titânio, platina ou aço inoxidável [5]. Neste processo, uma série de parâmetros afetam a topografia dos nanotubos de TiO<sub>2</sub> como, por exemplo, a tensão aplicada, tempo de anodização, material do cátodo e a concentração de substâncias que contenham flúor no eletrólito [6].

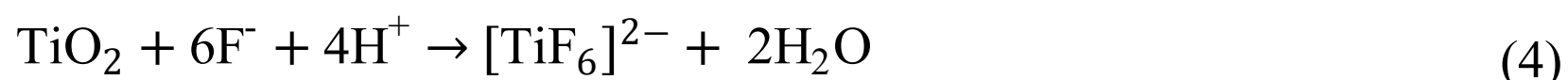
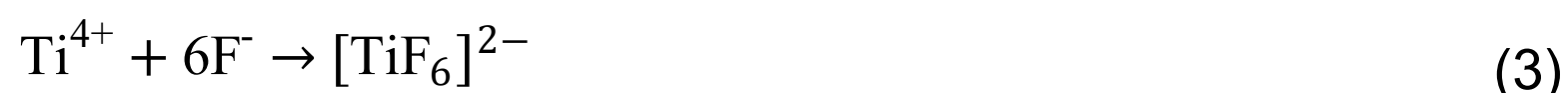
A formação de camadas nanotubulares na superfície do titânio pela oxidação anódica é decorrente da interação de três reações simultâneas [7-8]: A oxidação do titânio pela anodização, acarretando o crescimento do filme de dióxido de titânio; a dissolução dos íons metálicos do Ti no eletrólito contendo flúor em sua composição, formando o complexo [TiF<sub>6</sub>]<sup>2-</sup>; a dissolução química da camada de óxido pelos agentes de corrosão no eletrólito, devido a migração dos íons de F<sup>-</sup>.

De acordo com Cipriano [8], ao ligar a fonte de tensão, o fluxo de corrente que passa do ânodo para o cátodo através do eletrólito ocasiona hidrólise da água, resultando um acúmulo de íons de hidrogênio H<sup>+</sup> no cátodo e aníons de óxido O<sup>2-</sup> ou hidróxido OH<sup>-</sup> no ânodo. Com a passagem da corrente no ânodo, ocorre a oxidação do Ti para Ti<sup>4+</sup> (Eq. 1). A camada começa a crescer com a interação dos cátions de Ti<sup>4+</sup> com os íons de O<sup>2-</sup> e OH<sup>-</sup> (Eq. 2) [9].



Conforme descrito por Fraoncene et. al [9], após formado a camada, os ânions O<sup>2-</sup> migram através da camada de TiO<sub>2</sub> para a interface Ti/TiO<sub>2</sub> para uma próxima reação com o Ti. No mesmo tempo, os cátions Ti<sup>4+</sup> migram da interface Ti/TiO<sub>2</sub> para a interface TiO<sub>2</sub>/eletrólito. Além disso, a camada de TiO<sub>2</sub> em contato com o eletrólito fluorado, será atacada pelos íons de F<sup>-</sup> por meio da dissolução química para formar o composto [TiF<sub>6</sub>]<sup>2-</sup> (Eq. 3). Devido a dissociação do óxido, pequenos poros decorrentes de pits de corrosão é formado no filme. Conforme o tempo de anodização aumenta, estes poros aumentam, transformando-se em nanotubos [10]. Quando a taxa de

crescimento do poro na interface óxido/Ti é idêntica a taxa de dissolução da camada na interface externa, o estado estacionário é estabelecido.



Os nanotubos de  $\text{TiO}_2$  anodizados usualmente possuem uma estrutura cristalina amorfa. Conforme relatado por Luz [11] não foi observado a bioatividade em filmes de óxidos amorfos já que esta propriedade está relacionada com as fases cristalinas dos óxidos de titânio. O óxido de titânio é cristalizado com tratamento térmico posterior a anodização, que dependendo da faixa de temperatura, o dióxido de titânio pode assumir a forma cristalina de anatase ou rutilo [12]. A fase anatase começa a aparecer a partir de 230°C e a fase rutilo a partir de 600°C [13]. Segundo [14] é desejável a fase anatase, pois desempenha um papel importante na proliferação celular de osteoblastos.

Neste presente estudo, o principal objetivo foi a produção de nanotubos formados por um potencial eletrolítico no titânio puro grau 2 (ASTM F67). A cristalização dos nanotubos foi obtida com o tratamento térmico posterior a anodização.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

O titânio comercialmente puro grau 2 (Ti Gr 2) foi utilizado como material de estudo já que este material é aplicado na medicina e odontologia. A análise química foi executada pelo espectrômetro Bunker Elemental no laboratório LAMEF UFRGS para verificar se a liga está de acordo com a norma ASTM F67 que regulamenta as especificações do titânio não ligado para aplicação em implantes cirúrgicos. A Tabela 1 apresenta os resultados e a comparação com os requerimentos da norma.

**Tabela 1:** Análise química da chapa. Fonte: Próprio autor.

	Ni max %	C max %	H max %	Fe max %	O max %	Ti %
Amostra	0,001	0,011	-	0,143	0,05	99,73
ASTM F67 – Grau 2	0,03	0,08	0,015	0,30	0,25	Balanço

Para a análise de microdureza e micrografia, duas amostras foram preparadas segundo procedimento de preparo padrão de amostras: lixamento das superfícies de análise com lixas de granulometrias 150, 220, 400, 600 e 1200 mesh, e polimento com pasta de diamante de 3 e 1  $\mu\text{m}$ . A microdureza foi realizada com um indentador Vickers, com a carga de 300 g ( $\text{HV}_{0,3}$ ), no microduremetro Vickers EQMV-2000Z. A média das durezas foi determinada através de 5 indentações para cada corpo de prova.

**Tabela 2** Microdureza Vickers das amostras de titânio. Fonte: Próprio autor.

Medida	Microdureza ( $\text{HV}_{0,3}$ )
Identação 1	170,6
Identação 2	178,7
Identação 3	171,5
Identação 4	165,7
Identação 5	170,6
Média e Desvio Padrão	171,6 ( $\pm 4,7$ )

A análise micrografica foi realizada para verificar a microestrutura de cada amostra. Para isso, estas foram atacadas quimicamente com o reagente Kroll (2ml HF, 6ml  $\text{HNO}_3$ , 92 ml  $\text{H}_2\text{O}$ ) a fim de revelar a microestrutura. O microscópio ótico utilizado foi o OPTIKA B1000MET.

Foram fabricados 3 corpos de prova de titânio puro grau 2 em formato retangular nas dimensões 15,3 mm x 34,9 mm e espessura de 1,27 mm, com a área superficial de 533,97  $\text{mm}^2$ . Os corpos de prova foram limpos em uma solução com acetona pura na lavadora ultrassônica Panambra Merasom-14 por 15 min, enxaguados com água e secos a ar.



Em seguida, a camada de óxido natural existente foi removida com a decapagem, imergindo os corpos de prova em uma solução em água deionizada com a concentração de 15% HNO<sub>3</sub> e 1% HF por 30 s, conforme indicado pela norma ASTM B600-11.

A anodização foi realizada pelo método de tensão constante com a fonte Inatrutherm e uma célula eletrolítica convencional de dois eletrodos. Um dos eletrodos é o ânodo com as amostras de titânio e o outro eletrodo que é o cátodo de aço inoxidável AISI 316L. O eletrólito utilizado foi de 1 M H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> e 0,3% HF em água deionizada. O experimento foi realizado na tensão 40 V por 1 hora em temperatura ambiente. Após a anodização, as amostras foram enxaguadas com água deionizada e secadas.

Durante o procedimento, foi registrado o valor da corrente da célula eletrolítica com a gravação da leitura do multímetro digital Minipa ET-2940. A densidade de corrente foi estimada pela razão da corrente elétrica da célula eletrolítica pela área superficial dos corpos de prova. A Figura 2 apresenta a densidade de corrente vs tempo do ensaio. O passo utilizado para coleta de dados foi de 1 min.

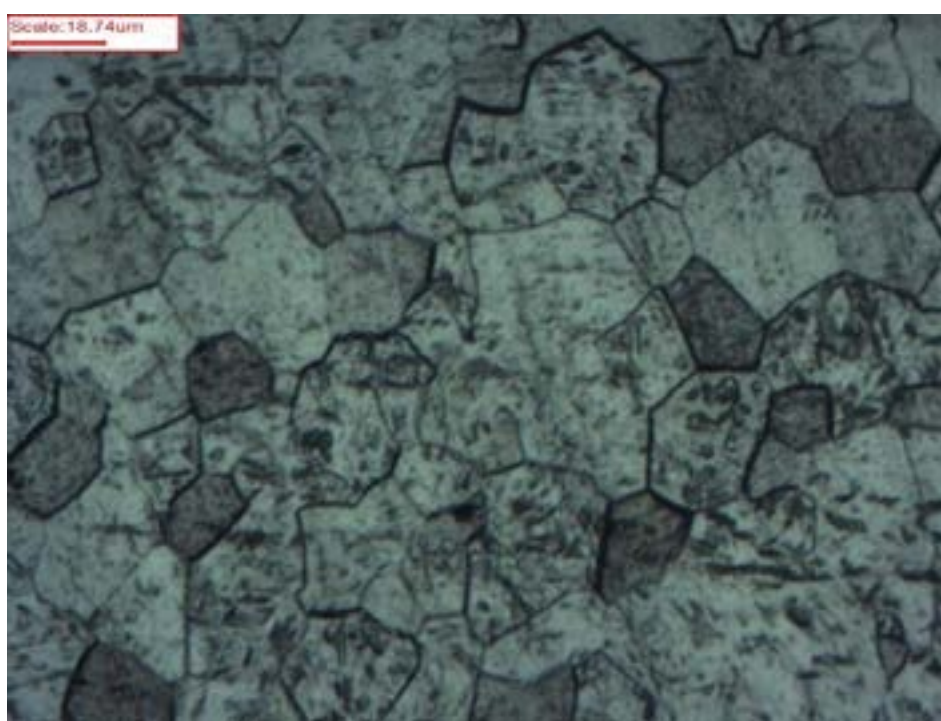
Para induzir a cristalização da camada de dióxido de titânio, duas amostras foram tratadas termicamente a 550°C por 2 horas em um forno convencional sem proteção gasosa e resfriados a ar. O monitoramento do tratamento térmico foi realizado com um termopar tipo K posicionado com contato direto aos corpos de prova.

A investigação da superfície da camada foi performada com o difratômetro de raio X Phillips X'Pert MDP com radiação a Cu K $\alpha$  do laboratório LACER UFRGS, operando em 40 kV e 40 mA. A coleta de dados foi realizada no intervalo dos ângulos de 23° a 90° 2 $\theta$  com o passo de 0,1° e tempo por passo de 5 s. A difração por raio X teve como objetivo detectar as fases cristalinas presentes na camada de dióxido de titânio.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

O resultado da análise química apresentado na Tabela 1 confirma que os corpos de prova utilizados estão em conformidade com a norma ASTM F67. Ou seja, a matéria prima dos corpos de prova pode ser utilizada para aplicações médicas e odontológica.

A microestrutura da chapa é formada por grãos equiaxial alfa o que é característico da liga, pois ela apresenta somente fase alfa (Fig. 1). A microestrutura aponta também que após a laminação a chapa sofreu um tratamento térmico de recozimento para alívio de tensão. A microdureza de mensurada 171,6 HV<sub>0,3</sub> na amostra da chapa também aponta que a chapa sofreu um tratamento térmico para alívio de tensão.

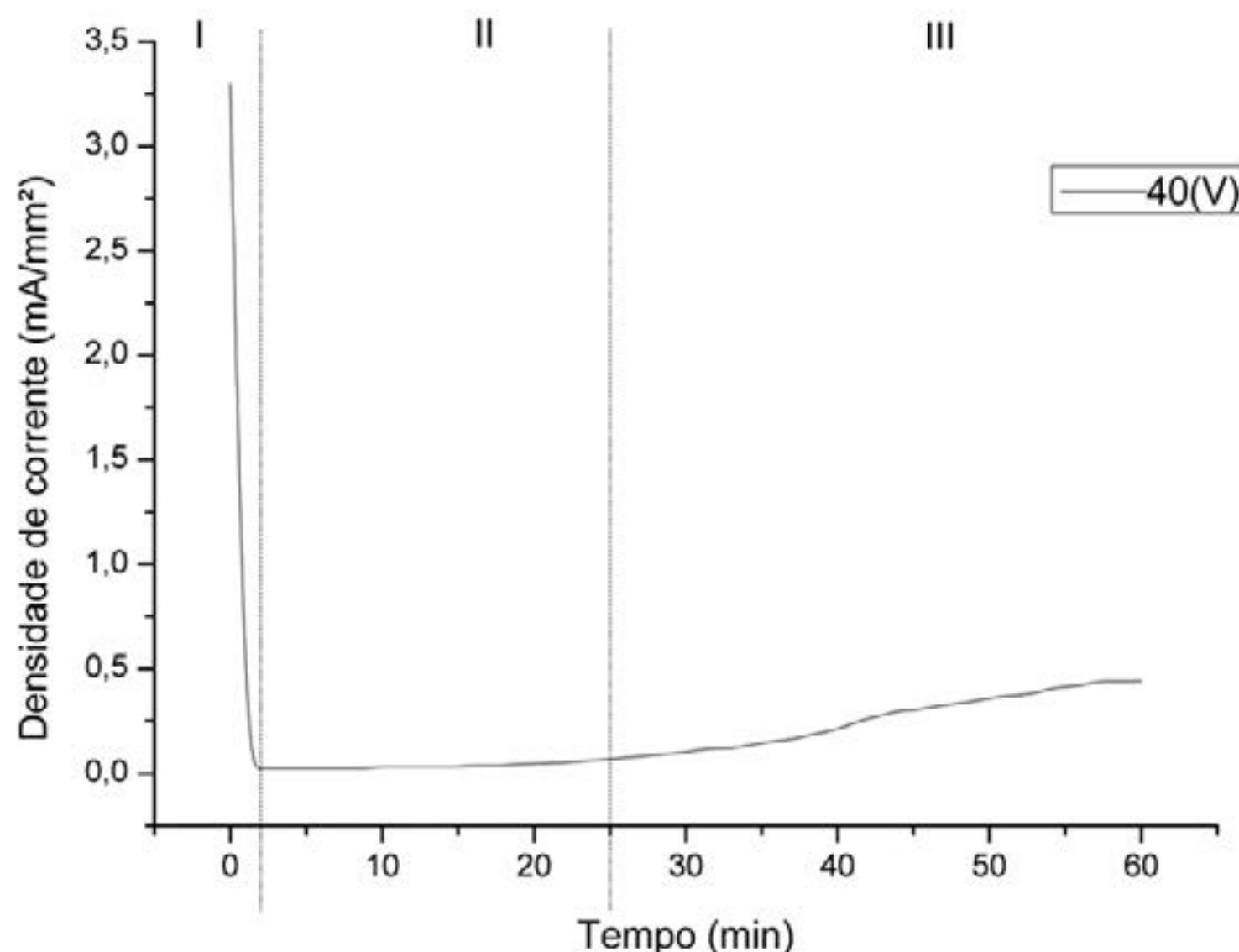


**Figura 1:** Microestrutura do Ti puro grau 2 formada por grãos alfa das amostras com aumento de 200X. Fonte: Próprio autor.

A Figura 2 apresenta a curva da densidade de corrente vs tempo para a anodização de titânio utilizando um eletrólito contendo ácido fluorídrico, a qual está consistente com a curva obtidas por Souza [15]. O perfil da curva é característico com a formação de nanotubos em eletrólitos com flúor, conforme reportado por Indira [16]. Normalmente, o comportamento da densidade de corrente ao longo do tempo pode ser dividido em 3 estágios e cada parte representa comportamentos diferenciados na formação do filme nanotubular.

O estágio I há uma queda exponencial na densidade de corrente, o que indica que ocorreu o crescimento da camada compacta [17]. Como o potencial elétrico é constante durante a anodização,

o decaimento da corrente é decorrente do aumento da resistência do sistema [18]. No primeiro instante da anodização, o pico de densidade de corrente atingiu 3,3 mA/mm<sup>2</sup> e decaiu para 0,019 mA/mm<sup>2</sup>.



**Figura 2:** Curva de corrente vs tempo da anodização na tensão de 40V. Fonte: Próprio autor.

No estágio II ocorre a dissolução da camada devido a penetração dos íons de  $\text{TiF}_6^{2-}$  na camada de filme compacto, gerando pits de corrosão e iniciando o processo de formação de nanotubos. Nesta etapa, a densidade de corrente começa a aumentar novamente em decorrência da presença das cavidades gerada pelos íons de  $\text{TiF}_6^{2-}$ , o que diminui a resistência elétrica [18]. Segundo Renz [19], à medida que os poros se tornam mais profundos, o campo elétrico nessas regiões aumenta, aumentando o crescimento e a dissolução da camada de óxido.

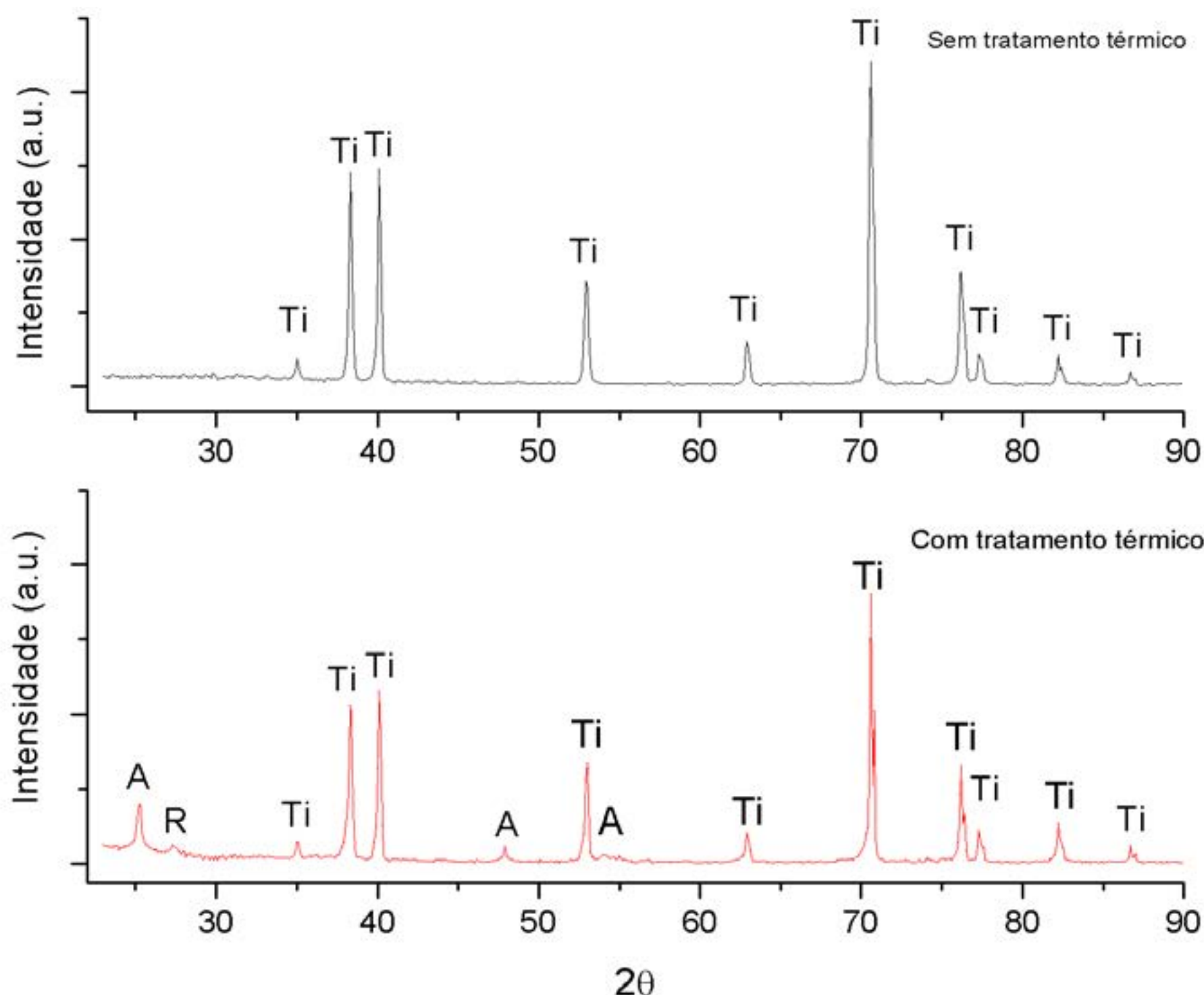
No estágio III, a taxa de crescimento de óxido e a taxa de dissolução do óxido no óxido interface pelo eletrólito se torna igual, a espessura da camada de óxido torna-se constante. O crescimento dos nanotubos se torna regular e a densidade de corrente novamente tende a diminuir. Na Figura 2 não foi observado o decaimento da densidade de corrente que ocorre no estágio III devido ao tempo adotado de anodização. Estima-se que para ensaios com maior duração é possível observar este comportamento.

A análise de difração de Raio X foi utilizada para verificar se ocorreu a cristalização da camada de  $\text{TiO}_2$  após o tratamento térmico. Os padrões difração de Raio X da amostra somente anodizada e da amostra tratada termicamente estão apresentados na Figura 3. Os picos da Figura 3 foram comparados com o padrão JCPDS 89-2762 são referentes ao substrato de titânio. Como na amostra somente anodização não foi encontrado nenhum pico além do próprio titânio pode-se concluir que a camada nanotubos de  $\text{TiO}_2$  após anodização é amorfa.

A presença dos picos de anatase, do pico de rutilo e a diminuição da intensidade dos picos de titânio são decorrentes do efeito do tratamento térmico na cristalização da camada (Fig 3). O pico encontrado na posição  $2\theta=27,45^\circ$  foi comparado padrão JCPDS 76-0326 e é correspondente a fase cristalina rutilica. Já a comparação com o padrão JCPDS 71-1169 confirma a formação da fase cristalina anatase com a estrutura tetragonal. Os picos identificados como anatase são correspondentes as posições  $2\theta=25,24^\circ$ ,  $2\theta=47,98^\circ$  e  $2\theta=54,11^\circ$ . Zhang et al. [20] encontrou resultados similares, porém com maior quantidade de anatase identificada no difratograma. Não foi encontrado outros picos de anatase possivelmente por causa da espessura da camada e pelo ângulo de ataque adotado para esta análise. Segundo Albu [21], para camada nanotubulares finas, os padrões de raio X apresentam informações tanto da camada superficial como do substrato, devido a fácil penetração dos raios emitidos. Outra razão para que a camada não apresentou outros picos de



anatase é a presença dos picos de titânio sobrepõem parcialmente àqueles provenientes da fase anatase [22].



**Figura 3:** Difração de raio X nas amostras somente anodizadas e nas amostras anodizadas e tratadas termicamente. Fonte: Próprio autor.

Um dos motivos da espessura da camada de nanotubos ser pequena pode ser justificado pela escolha do material do cátodo. No estudo realizado por Indira [17], os nanotubos formados com a utilização do aço inoxidável como cátodo produziu uma espessura de camada entre 5 a 10 nm. Já na pesquisa realizada por Sreekantan et al. [23], a espessura do filme sintetizado também utilizando aço inoxidável como cátodo foi de 700 nm.

Outra razão pela qual foi obtido um filme muito fino é o tempo de anodização. Conforme evidenciado pela Figura 2, não foi observado a estabilização da densidade de corrente, o que pode indicar que o tempo adotado não foi suficiente para indução de camadas mais espessas.

De acordo com Lausmaa [24], a espessura da camada é diretamente proporcional a tensão ( $U$ ) utilizada na anodização, conforme demonstrado pela Equação 5:

$$d = \alpha U \quad (5)$$

Onde  $\alpha$  é a constante de crescimento da camada com a faixa de 1,5-3 nm/V. Adotando a constante  $\alpha$  como 3 nm/V, a espessura estimada para a camada anodizada com 40 V é em torno de 120 nm ou 0,12  $\mu\text{m}$ .

No presente estudo, foi realizado a análise da superfície pela microscopia eletrônica de varredura, porém não foi obtido nenhuma imagem provavelmente pelo fato da camada produzida ser muito pequena. Dessa forma, não foi possível mensurar o tamanho da camada, mas é estimado que é menor que 1  $\mu\text{m}$ , o que é coerente com os resultados obtidos na literatura.

#### 4. CONCLUSÃO

A anodização do titânio puro grau 2 em eletrólito com a concentração de 1 M  $H_3PO_4$  + 0,3% HF apresentou a curva densidade de corrente vs tensão característica da formação de nanotubos conforme a literatura. Dessa forma, pode-se dizer que a formação de nanotubos de  $TiO_2$  foi obtida. O filme após anodizado é amorfo, conforme visualizado no difratograma sem o tratamento térmico e comparado com o padrão JCPDS 89-2762. A cristalização da camada amorfa é obtida com o tratamento térmico a 550°C com 2 hora em forno. O difratograma da amostra tratada apontou a cristalização da camada, com a presença de anatase identificada em  $2\theta=25,24^\circ$ ,  $2\theta=47,97^\circ$  e  $2\theta=54,11^\circ$ , conforme comparado com o padrão JCPDS 71-1169 e a presença de rutilo identificado em  $2\theta=27,45^\circ$ , conforme comparado padrão JCPDS 76-0326. Não foi possível identificar outros pontos de anatase e rutilo devido a espessura pequena da camada que é consequência da técnica utilizada, do material do cátodo adotado, do tempo de anodização e da tensão utilizada. Estima-se que a espessura obtida que é em torno de 0,12  $\mu m$ . Portanto, a curva característica obtida no gráfico densidade de corrente vs tempo e o resultado da difração de raio X, mostra ser possível obter nanotubos de  $TiO_2$  cristalizados na fase anatase.

#### AGRADECIMENTOS

Os autores agradem ao laboratório LAMEF – Laboratório de metalurgia física e ao laboratório LACER - Laboratório de materiais cerâmicos, ambos da UFRGS - Universidade Federal do Rio Grande do Sul pelas análises realizadas. Também agradecem ao LABEMM – Laboratório de ensaios mecânicos e metalúrgicos e ao IFC Campus Luzerna pelo apoio técnico, infraestrutura e interesse neste estudo.

#### REFERÊNCIAS

- [1] MELLO, M.g. et al. Production and characterization of  $TiO_2$  nanotubes on Ti-Nb-Mo-Sn system for biomedical applications. *Surface And Coatings Technology*, [s.l.], v. 326, p.126-133, out. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.07.027>.
- [2] MACHADO, Ana Cristina Posch. BIOCAMPATIBILIDADE IN VIVO DE IMPLANTES DE TITÂNIO SUBMETIDOS AO PROCESSO BIOMIMÉTICO. 2008. 138 f. Tese (Doutorado) - Curso de Odontologia, Programa de Pós-graduação em Biopatologia Bucal, Universidade Estadual Paulista, São José dos Campos, 2008. LINO, R. E. Modelagem matemática de curvas tensão-deformação. Diss. de Mestrado. Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG, 2008.
- [3] LI, Tao et al. Understanding and augmenting the stability of therapeutic nanotubes on anodized titanium implants. *Materials Science And Engineering: C*, [s.l.], v. 88, p.182-195, jul. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msec.2018.03.007>.
- [4] SU, E. P. et al. Effects of titanium nanotubes on the osseointegration, cell differentiation, mineralisation and antibacterial properties of orthopaedic implant surfaces. *The Bone & Joint Journal*, [s.l.], v. 100-, n. 1, p.9-16, jan. 2018. British Editorial Society of Bone & Joint Surgery. <http://dx.doi.org/10.1302/0301-620x.100b1.bjj-2017-0551.r1>.
- [5] AWAD, Nasser K.; EDWARDS, Sharon L.; MORSI, Yosry S.. A review of  $TiO_2$  NTs on Ti metal: Electrochemical synthesis, functionalization and potential use as bone implants. *Materials Science And Engineering: C*, [s.l.], v. 76, p.1401-1412, jul. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msec.2017.02.150>.
- [6] WANG, Yu et al. Biocompatibility of  $TiO_2$  nanotubes with different topographies. *Journal Of Biomedical Materials Research Part A*, [s.l.], v. 102, n. 3, p.743-751, 1 jun. 2013. Wiley. <http://dx.doi.org/10.1002/jbm.a.34738>.
- [7] SANTOS, Luciane Sopchenski. OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO MORFOLÓGICA, ESTRUTURAL, MECÂNICA E DE MOLHABILIDADE DE NANOTUBOS DE  $TiO_2$  PARA APLICAÇÃO EM BIOMATERIAIS. 2014. 81 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia e Ciência dos Materiais, Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais - Pipe., Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2014.
- [8] CIPRIANO, Aaron F.; MILLER, Christopher; LIU, Huinan. Anodic Growth and Biomedical Applications of  $TiO_2$  Nanotubes. *Journal Of Biomedical Nanotechnology*, [s.l.], v. 10, n. 10, p.2977-3003, 1 out. 2014. American Scientific Publishers. <http://dx.doi.org/10.1166/jbn.2014.1927>.
- [9] FRAUCENE, Henia et al.  $TiO_2$  Nanotubes with Nanograss Structure: The Effect of the Anodizing Voltage on the Formation Mechanism and Structure Properties. *Journal Of Electronic Materials*, [s.l.], v. 48, n. 4, p.2046-2054, 18 jan. 2019. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11664-019-06951-y>.
- [10] PATIL, Jyoti V. et al. Structural, morphological, and wettability study of electrochemically anodized 1D  $TiO_2$  nanotube arrays. *Applied Physics A*, [s.l.], v. 123, n. 10, p.1-8, 4 set. 2017. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s00339-017-1197-6>.



- [11] LUZ, Aline Rossetto da. CARACTERIZAÇÕES DE SUPERFÍCIES DE TITÂNIO MODIFICADAS ANODICAMENTE PARA APLICAÇÃO BIOMÉDICA. 2013. 121 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia e Ciência dos Materiais, Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais - Pipe, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2013.
- [12] YAVARI, S. Amin et al. Crystal structure and nanotopographical features on the surface of heat-treated and anodized porous titanium biomaterials produced using selective laser melting. *Applied Surface Science*, [s.l.], v. 290, p.287-294, jan. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.11.069>.
- [13] JAROSZ, Magdalena et al. Heat Treatment Effect on Crystalline Structure and Photoelectrochemical Properties of Anodic TiO<sub>2</sub> Nanotube Arrays Formed in Ethylene Glycol and Glycerol Based Electrolytes. *The Journal Of Physical Chemistry C*, [s.l.], v. 119, n. 42, p.24182-24191, 8 out. 2015. American Chemical Society (ACS). <http://dx.doi.org/10.1021/acs.jpcc.5b08403>.
- [14] BRAMMER, Karla S.; FRANDSEN, Christine J.; JIN, Sungho. TiO<sub>2</sub> nanotubes for bone regeneration. *Trends In Biotechnology*, [s.l.], v. 30, n. 6, p.315-322, jun. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.tibtech.2012.02.005>.
- [15] SOUZA, Mariana Rossi de et al. Growth and electrochemical stability of self-organized TiO<sub>2</sub> nanotubes on Ti-2 grade and orthopedic Ti6Al4V alloy for biomedical application. *Matéria (rio de Janeiro)*, [s.l.], v. 19, n. 1, p.53-60, mar. 2014. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s1517-70762014000100008>.
- [16] INDIRA, K. et al. A Review on TiO<sub>2</sub> Nanotubes: Influence of Anodization Parameters, Formation Mechanism, Properties, Corrosion Behavior, and Biomedical Applications. *Journal Of Bio- And Tribo-corrosion*, [s.l.], v. 1, n. 4, p.1-23, 7 out. 2015. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s40735-015-0024-x>
- [17] INDIRA, K. et al. Effect of anodization parameters on the structural morphology of titanium in fluoride containing electrolytes. *Materials Characterization*, [s.l.], v. 71, p.58-65, set. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2012.06.005>.
- [18] ZHOU, Xuemei et al. Anodic TiO<sub>2</sub> nanotube layers: Why does self-organized growth occur—A mini review. *Electrochemistry Communications*, [s.l.], v. 46, p.157-162, set. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.elecom.2014.06.021>.
- [19] RENZ, Renata Pedrolli. AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS DO PROCESSO DE ANODIZAÇÃO NA FORMAÇÃO DE NANOTUBOS DE TiO<sub>2</sub> E SUAS IMPLICAÇÕES NA MORFOLOGIA E NA ADESÃO AO SUBSTRATO DE TITÂNIO. 2015. 104 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia e Tecnologia de Materiais, Programa de Pósgraduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais (pgetema), Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.
- [20] ZHANG, Yanyan et al. Synthesis and characterization of P-doped TiO<sub>2</sub> nanotubes. *Thin Solid Films*, [s.l.], v. 518, n. 1, p.99-103, nov. 2009. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.tsf.2009.06.051>.
- [21] ALBU, Sergiu P. et al. TiO<sub>2</sub> Nanotubes - Annealing Effects on Detailed Morphology and Structure. *European Journal Of Inorganic Chemistry*, [s.l.], v. 2010, n. 27, p.4351-4356, 16 ago. 2010. Wiley. <http://dx.doi.org/10.1002/ejic.201000608>.
- [22] JAROSZ, Magdalena et al. Heat Treatment Effect on Crystalline Structure and Photoelectrochemical Properties of Anodic TiO<sub>2</sub> Nanotube Arrays Formed in Ethylene Glycol and Glycerol Based Electrolytes. *The Journal Of Physical Chemistry C*, [s.l.], v. 119, n. 42, p.24182-24191, 8 out. 2015. American Chemical Society (ACS). <http://dx.doi.org/10.1021/acs.jpcc.5b08403>.
- [23] SREEKANTAN, Srimala; SAHARUDIN, Khairul Arifah; WEI, Lai Chin. Formation of TiO<sub>2</sub> nanotubes via anodization and potential applications for photocatalysts, biomedical materials, and photoelectrochemical cell. **Iop Conference Series: Materials Science and Engineering**, [s.l.], v. 21, p.1-19, 1 mar. 2011. IOP Publishing. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899x/21/1/012002>.
- [24] LAUSMAA, Jukka. Mechanical, Thermal, Chemical and Electrochemical Surface Treatment of Titanium. In: BRUNETTE, Donald M. et al (Ed.). *Titanium in Medicine*. Nova York: Springer, 2001. Cap. 8. p. 232-259.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## TRATAMENTO ASPN DE ALTA EFICIÊNCIA DO AÇO ASTM M2

Edison Silva Lima <sup>(1)</sup>

Leonardo Fonseca Oliveira <sup>(2)</sup>

Alexandre da Silva Rocha <sup>(3)</sup>

### RESUMO

Este trabalho apresenta o desenvolvimento de um sistema de tratamento para nitretação a plasma utilizando tela ativa. Neste tipo de nitretação são minimizados ou eliminados os defeitos de cátodo oco, arcos elétricos, diferenças significativas na distribuição de temperatura e o efeito de borda. Entretanto os tratamentos com tela ativa geralmente exigem tempos de processamento muito superiores para obtenção de camadas semelhantes às da nitretação direta. Foram realizados tratamentos em amostras de aço ASTM M2 com parâmetros idênticos de mistura gasosa, tempo, temperatura e pressão em 4 diferentes configurações para comprovação da eficiência do processo: nitretação direta sem tela ativa, nitretação com tela ativa sem tensão de polarização na amostra, nitretação com tela ativa com tensão de polarização com plasma na amostra e nitretação com tela ativa com tensão de polarização sem plasma na amostra. Esta última configuração obteve camadas nitretadas semelhantes à nitretação direta, demonstrando a alta eficiência do novo tratamento. As outras duas configurações apresentaram camadas nitretadas bem menores.

**Palavras chave – nitretação a plasma, tela ativa, aço ASTM M2, tratamento superficial.**

## ASPN High-Efficiency Treatment Of ASTM M2 Steel

### ABSTRACT

This paper presents the development of a treatment system for plasma nitriding using active screen. In this type of nitriding, hollow cathode defects, electrical arcs, significant differences in temperature distribution and edge effect are minimized or eliminated. However, active screen treatments require much longer processing times to obtain layers similar to those of direct nitriding. Treatments were performed on ASTM M2 steel samples with identical gas mixture parameters, time, temperature and

<sup>(1)</sup> Professor Mestre Engenheiro, Instituto Federal do Rio Grande do Sul Campus Canoas, Brasil.

<sup>(2)</sup> Mestre; LdTM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil.

<sup>(3)</sup> Professor Doutor Engenheiro, LdTM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil.



pressure in 4 different configurations to prove process efficiency: direct nitriding without active screen, active screen nitriding without sample bias voltage, nitriding active screen with bright bias voltage in the sample and active screen nitriding with dark bias voltage in the sample. This last configuration obtained nitrided layers similar to direct nitriding, demonstrating the high efficiency of the new treatment. The other two configurations had much smaller nitrided layers.

## 1. INTRODUÇÃO

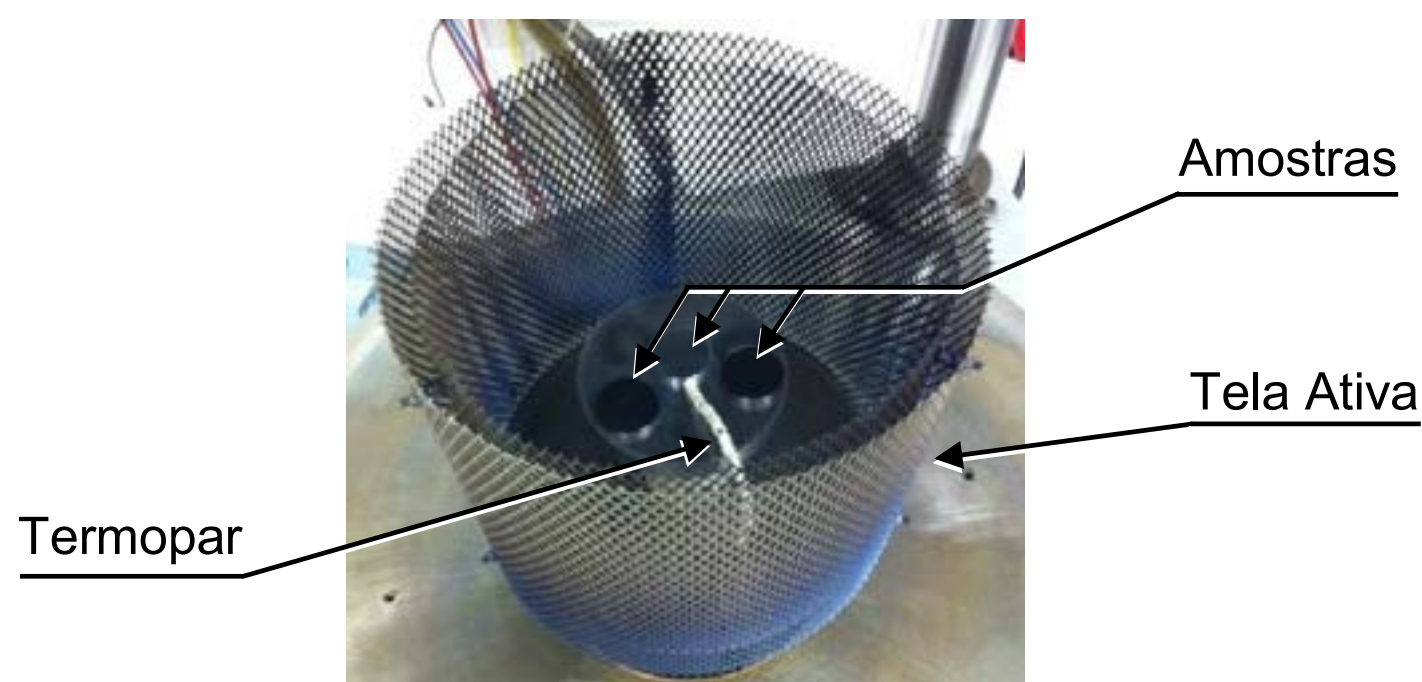
A nitretação a plasma utilizando tela ativa ASPN (*active screen plasma nitriding*) vem sendo desenvolvida com o objetivo de evitar problemas intrínsecos da nitretação a plasma direto convencional DCPN (*direct current plasma nitriding*). Esta nova técnica elimina efeitos considerados prejudiciais à qualidade dos materiais tratados, como o efeito de borda, danos causados por arcos elétricos, melhora a homogeneidade de temperaturas nas peças em tratamento e há redução ou eliminação do efeito de cátodo oco [1][2]. No processo ASPN a descarga de plasma não se desenvolve diretamente nas peças em tratamento e o tempo de processo tende a ser maior para se obter camadas semelhantes às obtidas no processo DCPN [3]. Por ser um processo em desenvolvimento, várias questões são levantadas sobre a efetividade do processo ASPN, principalmente relacionadas a profundidade e perfil da camada nitretada. Dentre estes fatores destaca-se a distância da tela até as peças em tratamento, e a tensão elétrica de polarização em que as peças podem ou não estar submetidas durante o tratamento. Observou-se que em reatores de pequeno porte, onde a distância entre a tela ativa e a peça em tratamento é pequena, apesar do plasma não ser formado na peça, a espessura da bainha de plasma da tela atinge a peça, provocando efeitos de nitretação semelhantes ao plasma direto, ocasionando a nitretação por imersão em plasma [4][5][6]. Entretanto em reatores de maior porte, as peças ficam a uma distância maior e o efeito de imersão em plasma não ocorre, resultando em camadas nitretadas muito menores para parâmetros de processos iguais. Nestes casos, a utilização de uma fonte de potência elétrica auxiliar, aplicando potencial negativo nas peças em tratamento (tensão de polarização) melhora o desempenho do processo [7][8].

Para melhor investigar o processo ASPN desenvolvemos um reator de nitretação a plasma com tela ativa e tensão de polarização, onde não ocorre o efeito de imersão em plasma. Este trabalho apresenta as características do equipamento desenvolvido e os resultados dos ensaios realizados com o aço ASTM M2, obtendo-se alta eficiência de nitretação utilizando tensão de polarização, alcançando camadas nitretadas semelhantes às camadas obtidas por DCPN para parâmetros de tratamento semelhantes.

## 2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

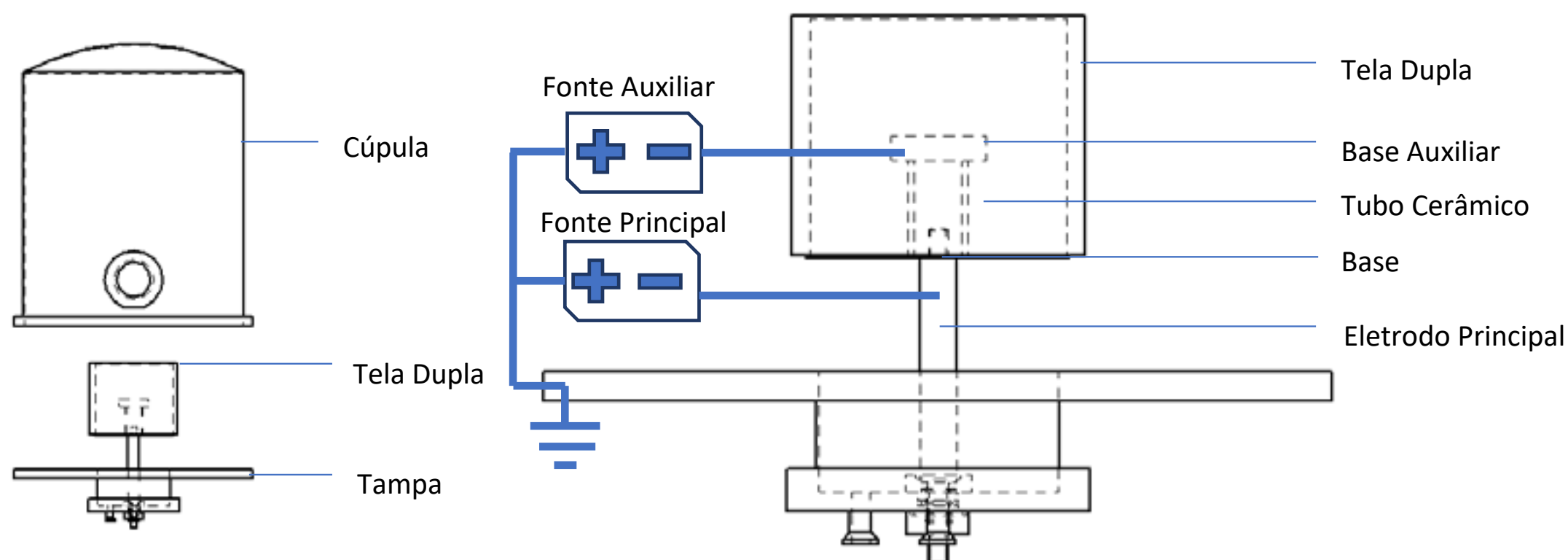
Neste trabalho foi utilizado um reator tipo sino com dimensões internas de 630 milímetros de diâmetro e 680 milímetros de altura, com tampa inferior de 780 milímetros de diâmetro. Uma fonte de potência principal com tensão retificada e frequência de 120 Hz foi utilizada para proporcionar a descarga de plasma na tela. Uma fonte de potência auxiliar com tensão pulsada de 11 kHz de frequência foi utilizada para a aplicação da tensão de polarização nas peças. A composição gasosa utilizada foi 76% N<sub>2</sub> + 24% H<sub>2</sub>, 3 mbar de pressão de trabalho e temperatura de processo de 500° C. A tela ativa foi construída em formato cilíndrico, com uma dupla camada de chapa expandida de aço inoxidável AISI 306 com malha de 15 x 5 mm, espessura de 0,8 mm, com dimensões de 215 mm de diâmetro interno, 245 mm de diâmetro externo e 200 mm de altura, sem cobertura superior. A Figura 1 mostra a montagem de um arranjo utilizado para os tratamentos com tela ativa.

As amostras foram dispostas em uma base auxiliar de aço AISI 1010 com 105 mm de diâmetro por 14,6 mm de altura isolada eletricamente do eletrodo principal e da tela por um tubo cerâmico de 52,6 mm de diâmetro externo e 88,4 mm de altura, conforme esquema apresentado na Figura 2. A tela ativa é ligada na fonte de potência através do eletrodo central do reator que suporta uma base de aço 1010 com 240 mm de diâmetro e 3mm de espessura onde é apoiada a tela ativa. A tensão de polarização da peça é aplicada através de um tubo de inconel isolado eletricamente do corpo do reator e da tela ativa.



**Figura 1:** Foto da montagem com tela ativa.

Foram utilizadas amostras cilíndricas de aço rápido ASTM M2 (0.89% C, 4.20% Cr, 4.90% Mo, 6.20% W, 1.8% V) cortadas de barras de mesmo lote, com diâmetro de 32 mm e 5 mm de altura, previamente temperadas a 1150°C com triplo revenimento de 540°C por 3 horas cada, com dureza média de 64 HRC. A preparação das amostras foi feita utilizando-se lixas com granulometria de 100, 220, 400, 600 e 1200, após polidas com pasta de diamante de 3µm. Antes de serem posicionadas, a câmara e as amostras foram limpas com acetona. Em cada um dos ensaios foram utilizadas 2 amostras devidamente preparadas para a nitretação, a temperatura foi monitorada em uma amostra extra, com um termopar tipo K acoplado.



**Figura 2:** Sistema (esquerda) e montagem da tela ativa (direita).

A Tabela 1 resume as diferenças de montagem do reator para cada tratamento e suas respectivas nomenclaturas, sendo a tensão de polarização luminescente quando a tensão de polarização gerou plasma visível nas amostras dentro da tela ativa, e tensão de polarização escura quando a tensão foi suficientemente reduzida para não desenvolver a descarga luminescente nas amostras.

**Tabela 1:** Montagem do reator.

Tipo de Nitretação	Tensão de Polarização	Nomenclatura
Convencional Direta Pulsada	Não	DCPN
Tela Ativa sem Polarização	Não	ASPN
Tela Ativa com Polarização Luminosa	Luminosa	ASBB
Tela Ativa com Polarização Escura	Escura	ASDB

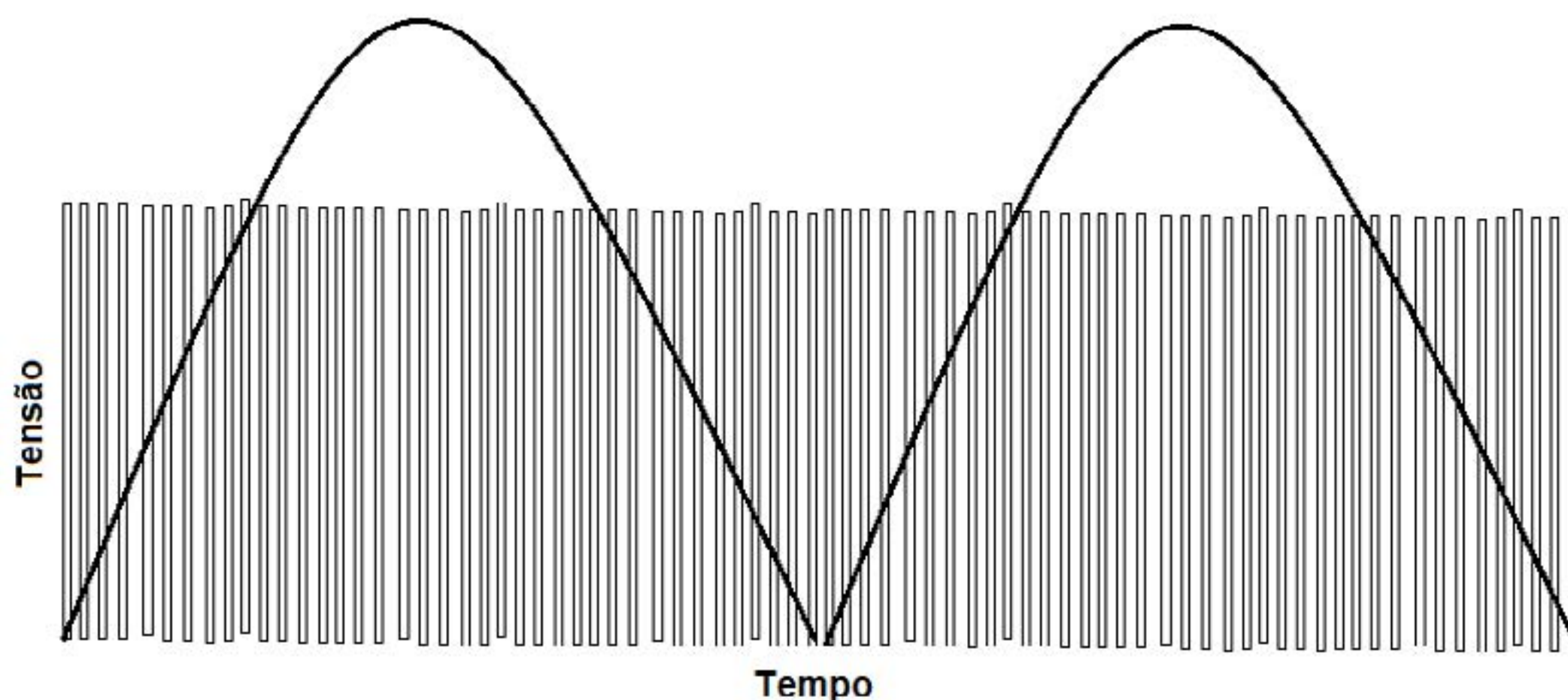


Após o tratamento as amostras foram recortadas em disco diamantado e embutidas em baquelite, para a obtenção da microscopia ótica da seção transversal. As partes não embutidas foram utilizadas para medição da dureza e para análise de GDOES. A Tabela 2 apresenta as medições, os métodos e os equipamentos utilizados para a obtenção dos resultados.

**Tabela 2:** Medições e métodos de obtenção dos resultados.

Medição	Método e Equipamento
Composição de Nitrogênio da Camada Nitretada	Perfil de GDOES
Metalografia	Microscópio Ótico
Microdureza Superficial	Microdurômetro Vickers

Os campos eletromagnéticos gerados no interior do reator são proporcionais às tensões de cada elemento do processo. A cúpula e a tampa estão ligadas no potencial positivo das fontes e devidamente aterradas. A fonte de potência principal (retificada) está ligada no eletrodo principal, na base e na tela dupla. A diferença de potencial máxima, conforme a Figura 3, ocorre no pico da senoidal da fonte retificada, próxima de 490 volts durante o ciclo de nitretação para ASDB. Esta fonte também é ligada no início do processo, gerando o plasma na tela dupla para aquecer as amostras em tratamento até a temperatura de nitretação (500° C).



**Figura 3:** Gráfico das tensões na tela ativa (senoidal retificada) e nas amostras (onda quadrada).

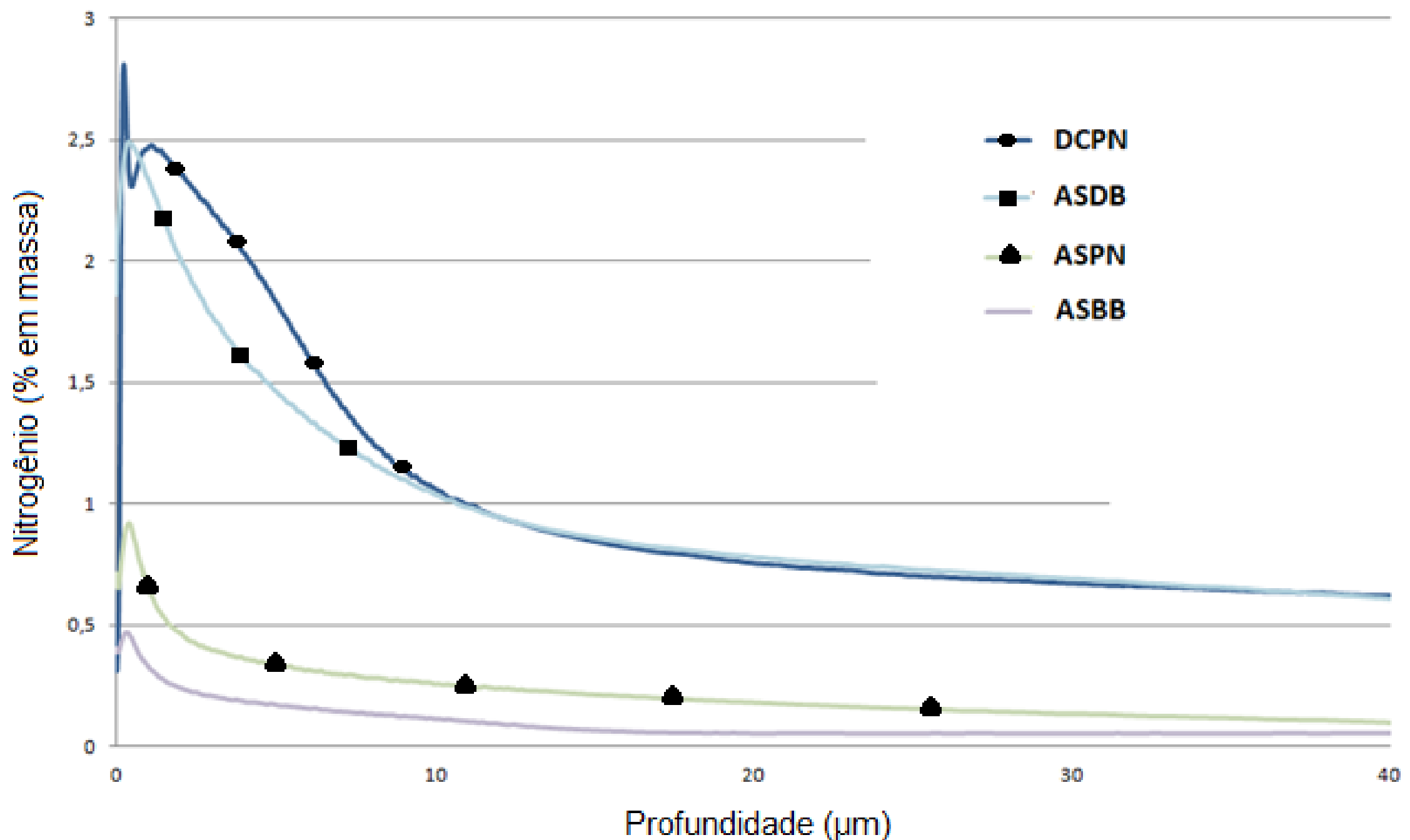
A tensão de polarização máxima foi de 360 volts para ASDB e 500 volts para ASBB, sendo ligada somente durante o ciclo de nitretação. As correntes médias durante o tratamento foram 8,5 A na tela ativa para ASDB e 6,5 A na tela ativa pra ASBB. As correntes médias de polarização foram 0,9 A para ASDB e 1,4 A para ASBB.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1. GDOES

A Figura 4 apresenta o gráfico do percentual de nitrogênio em massa obtido por GDOES das amostras. Neste gráfico o tratamento ASDB que utiliza tela ativa e tensão de polarização escura demonstra a efetividade desta técnica em termos de difusão do nitrogênio na amostra. O perfil se assemelha muito com o resultado obtido por nitretação direta convencional (DCPN). Acreditamos que o principal fator para que isto ocorra é que o campo eletromagnético gerado pela tela ativa vai enfraquecendo na mesma proporção que a tensão senoidal da fonte na qual está conectada decai, e o campo eletromagnético gerado pela tensão pulsada na peça em um determinado momento é mais intenso que o da tela ativa, atraindo para a amostra os íons que promovem a nitretação[9][8]. Estes

íons são gerados pelo plasma da tela ativa e encontram-se dispersos no interior da câmara. Desta forma a disponibilidade de nitrogênio na superfície da peça é suficiente para uma boa resposta na adsorção e difusão do mesmo na amostra [10].



**Figura 4:** Gráfico nitrogênio x profundidade.

A nitretação com tela ativa sem tensão de polarização ASPN foi pouco efetiva em termos de difusão de nitrogênio, principalmente devido à distância entre as amostras e a tela ativa [11][12]. Consideramos então que não aconteceu a imersão em plasma destas amostras [13].

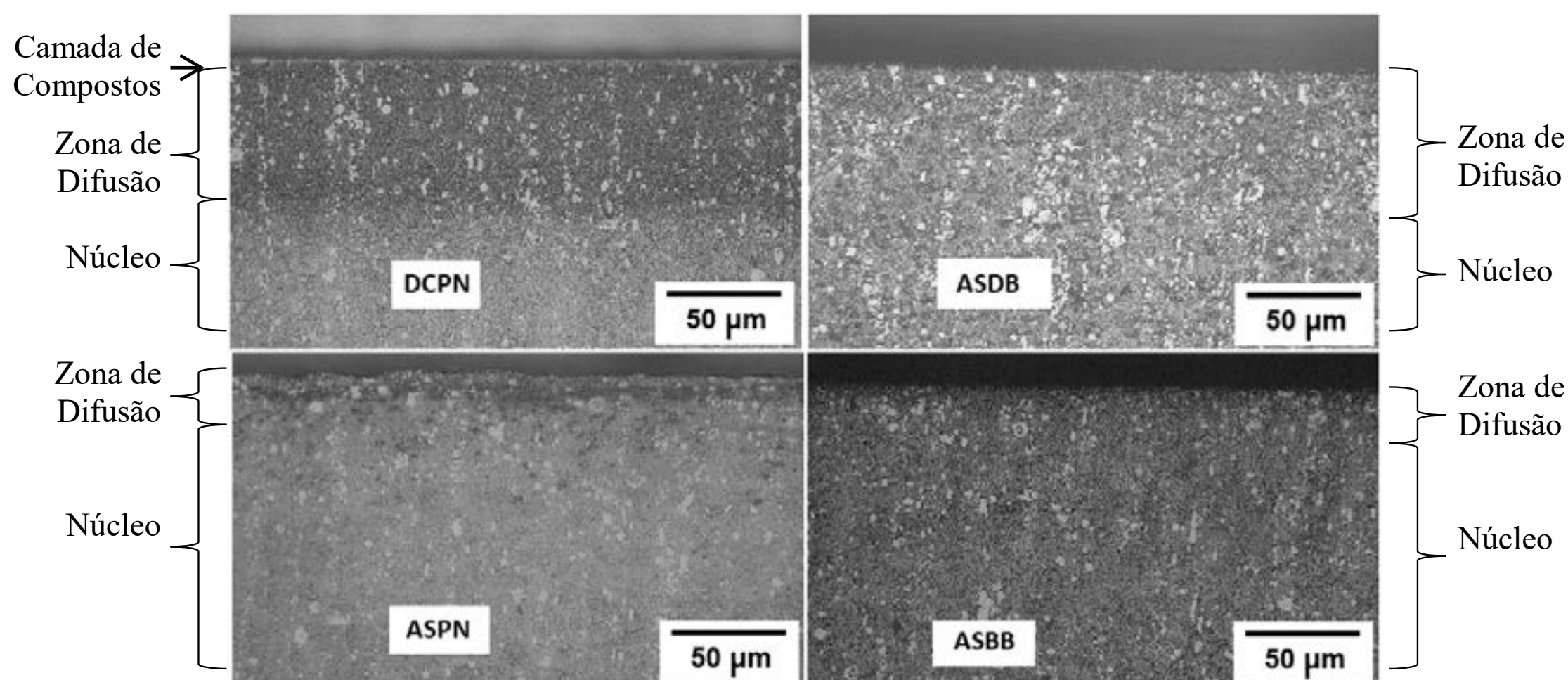
A nitretação com tela ativa e tensão de polarização luminosa ASBB onde o plasma também é gerado na peça, semelhante à nitretação convencional, demonstrou a pouca influência da tela ativa no tratamento, uma vez que resultados semelhantes são conseguidos com nitretação direta e densidades de plasma muito baixos como neste processo. A melhor explicação para a pouca influência da tela ativa é devido aos campos eletromagnéticos gerados pelo plasma. As espécies nitretantes de nitrogênio gerados no plasma da tela ativa não conseguem alcançar as amostras devido ao campo eletromagnético do plasma gerado na peça, sendo então este último o único fornecedor de espécies nitretantes.

### 3.2. Microscopia Ótica

A Figura 5 expõe as metalografias da seção transversal das amostras tratadas, seccionadas, embutidas e atacadas. Na amostra do tratamento convencional DCPN é possível observar uma estreita camada de compostos (camada branca, localizada na zona mais superficial das amostras). Abaixo desta camada se encontra uma zona mais escurecida que representa a zona de difusão [14].

Nos tratamentos com tela ativa não se observa o aparecimento da camada de compostos, sendo que no tratamento ASDB a zona de difusão possui uma espessura semelhante à do processo DCPN. Os tratamentos ASPN e ASBB apresentam zonas de difusão bem menores que os demais tratamentos.

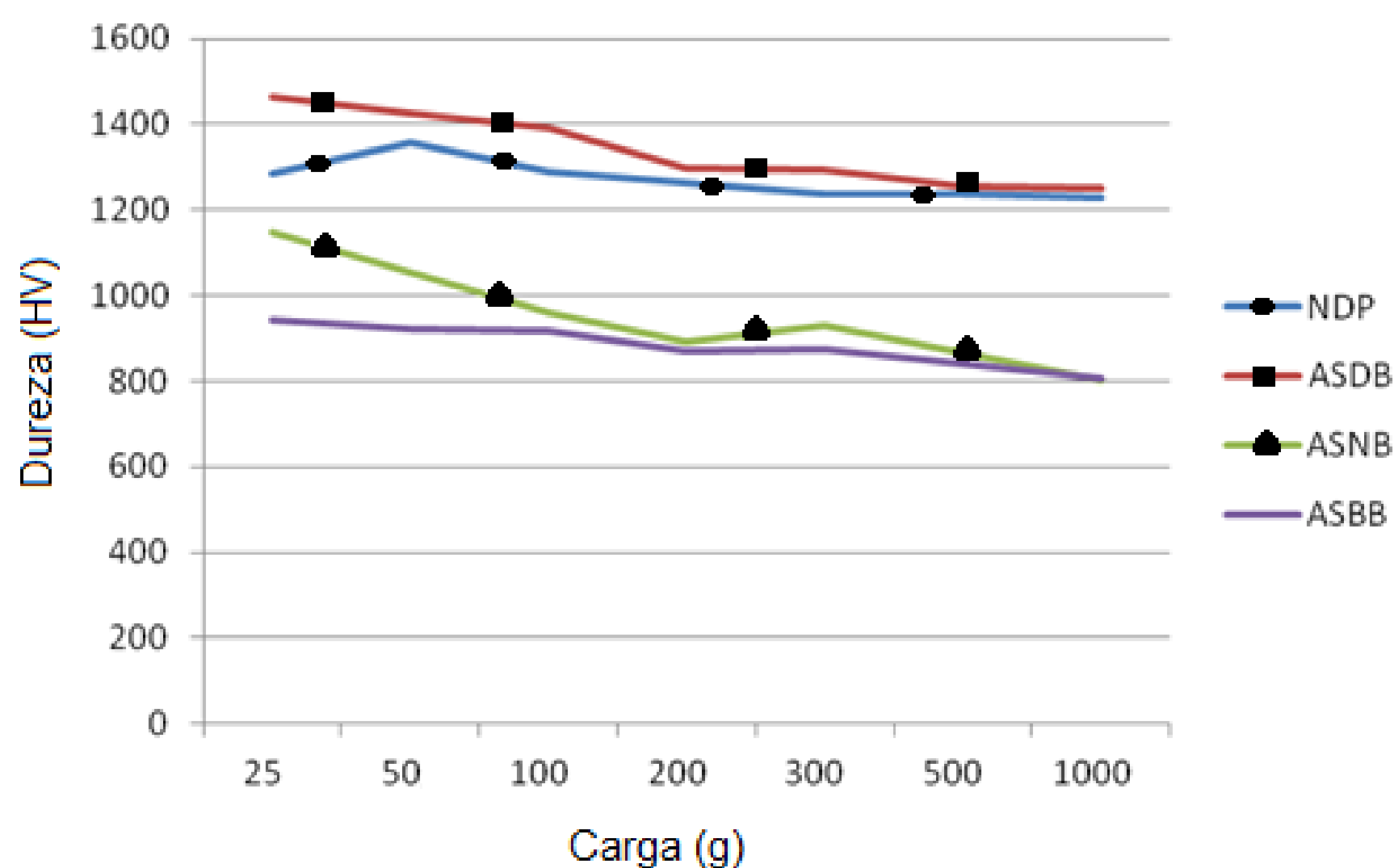




**Figura 5:** Seção transversal das amostras nitretadas.

### 3.3 Microdureza Superficial

A microdureza superficial foi medida com um durômetro vickers utilizando cargas de 25g, 50g, 100g, 200g, 500g e 1000g. O gráfico resultante das medições é apresentado na Figura 6. Este método é utilizado para estimar a dureza na superfície da peça. Extrapolando-se as curvas para uma carga imaginária muito baixa, tem-se uma medida de dureza sem influência do substrato [15]. Percebe-se claramente que a dureza superficial apresentada pelas amostras NDP e ASDB são muito maiores que as outras duas, sendo este resultado coerente com o perfil de GDOES apresentado na figura 4. A amostra ASNB apresenta uma dureza superficial linearmente crescente no sentido da superfície, coerente com a nitretação a plasma direta com fonte de potencia pulsada.



**Figura 6:** Microdureza superficial em função da carga.

### 4. Considerações Finais

A nitretação a plasma com tela ativa é uma técnica que está substituindo com vantagens a nitretação plasma convencional. Entretanto muitos fatores ainda estão sendo estudados para melhorar a eficiência deste novo processo. O reator utilizado neste trabalho possui dimensões suficientes para que seja utilizada uma tela ativa de dimensões em que a influencia da imersão em plasma das amostras seja minimizada ou mesmo nula.

A amostra que não utilizou tensão de polarização ASNB teve a menor nitretação, verificada tanto em profundidade de camada quanto em aumento de dureza, onde concluímos que ocorreu pouca deposição de nitrogênio na superfície da amostra durante o tratamento, pois a amostra estava suficientemente distante da tela ativa para não sofrer influencia significativa do plasma formado, ou seja, não ocorreu imersão em plasma. Concluímos que, para este aço, é fundamental o uso de tensão de polarização no tratamento com tela ativa em reatores maiores, para bons resultados de nitretação.

A amostra com tensão de polarização luminosa ASBB apresentou uma camada nitretada compatível com nitretação direta pulsada com baixa densidade de plasma, tanto em dureza superficial quando em perfil de GDOES. Neste caso a influencia da tela ativa foi mínima, demonstrando a ineficiência do processo quando as tensões de polarização são altas o suficiente para gerar plasma na peça em tratamento.

A amostra com nitretação direta sem tela ativa NDP, com fonte pulsada, apresentou resultados esperados para este processo. Percebe-se na metalografia a camada de compostos, normalmente indesejada para o tratamento deste aço, por ser muito frágil e inadequada para aços ferramenta que estão sujeitos a impactos, como ocorre no uso de brocas e fresas.

A amostra com tela ativa e tensão de polarização escura ASDB apresentou os melhores resultados em termos de camada nitretada. Apesar do menor percentual de nitrogênio na superfície da amostra em relação ao plasma direto DPN, não apresentou camada de compostos, o que é desejado para este tipo de aço. No gráfico de microdureza em função da carga percebe-se que a dureza superficial aumenta exponencialmente quando se aproxima da superfície, muito coerente com o perfil de GDOES.

Acreditamos que uma das principais contribuições deste trabalho seja o entendimento de que fontes de potencia retificadas cuja construção é relativamente simples podem ser utilizadas para gerar plasma na tela ativa, contanto que a fonte de potencia utilizada para a polarização das peças possua tensão de pico pouco menores que as primeiras para evitar a abertura de plasma nas peças em tratamento. A frequência de pulsos para polarização deve também ser elevada, a fim de criar campos eletromagnéticos suficientes para direcionar espécies nitretantes para a superfície da peça em tratamento, sem o risco de produzir arcos elétricos entre a tela ativa e as peças em tratamento.

A outra contribuição que pretendemos com este trabalho é a compreensão de que os campos eletromagnéticos gerados pela tensão de polarização da peça em relação à carcaça do reator possibilitam a criação de campos eletromagnéticos mais intensos e efetivos devido ao fato de que a tela ativa não possui tampa (cobertura), fazendo com que a diferença de potencial entre as peças em tratamento e a carcaça sejam mais elevadas e proporcionem melhor direcionamento das espécies nitretantes para a superfície da peça. Nos tratamentos em que a tela ativa possui cobertura, esta comporta-se na maioria do tempo como uma gaiola de faraday, confinando os campos eletromagnéticos em seu interior durante todo o tempo em que existir plasma na mesma.

Como investigações futuras sugerimos o estudo dos campos criados durante o processo ASDB, buscando compreender melhor os fluxos de espécies nitretantes durante o processo.

## AGRADECIMENTOS

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001. Os autores também gostariam de agradecer Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico o apoio no âmbito do Processo 311348/2015-7, Produtividade em Pesquisa - PQ 2015, à Fundação de Amparo à pesquisa do Estado do RS – FAPERGS, ao Instituto Federal do Rio Grande do Sul – IFRS e à Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS.

### Referências

- [1] C. X. Li, T. Bell, and H. Dong, "A Study of Active Screen Plasma Nitriding," *Surf. Eng.*, vol. 18, no. 3, pp. 174–181, 2002.
- [2] C. X. Li, J. Georges, and X. Y. Li, "Active Screen Plasma Nitriding of Austenitic Stainless Steel," *Surf. Eng.*, vol. 18, no. 6, pp. 453–458, 2002.



- [3] L. F. Oliveira, E. S. Lima, and A. da S. Rocha, "Um Estudo Sobre a Nitretação a Plasma Com Tela Ativa Do Aço Aisi M2," no. January 2017, pp. 693–704, 2016.
- [4] S. Corujeira Gallo and H. Dong, "Study of active screen plasma processing conditions for carburising and nitriding austenitic stainless steel," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 203, no. 24, pp. 3669–3675, 2009.
- [5] C. Zhao, L. Y. Wang, and L. Han, "Active screen plasma nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel at different potentials," *Surf. Eng.*, vol. 24, no. 3, pp. 188–192, 2008.
- [6] C. Alves, F. O. de Araujo, K. J. B. Ribeiro, J. A. P. da Costa, R. R. M. Sousa, and R. S. de Sousa, "Use of cathodic cage in plasma nitriding," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 201, no. 6, pp. 2450–2454, 2006.
- [7] P. Hubbard, S. J. Dowey, E. D. Doyle, and D. G. McCulloch, "Influence of bias and in situ cleaning on through cage (TC) or active screen plasma nitrided (ASPN) steels," *Surf. Eng.*, vol. 22, no. 4, pp. 243–247, 2006.
- [8] P. Hubbard, J. G. Partridge, E. D. Doyle, D. G. McCulloch, M. B. Taylor, and S. J. Dowey, "Investigation of nitrogen mass transfer within an industrial plasma nitriding system I: The role of surface deposits," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 204, no. 8, pp. 1145–1150, 2010.
- [9] P. Hubbard, S. J. Dowey, J. G. Partridge, E. D. Doyle, and D. G. McCulloch, "Investigation of nitrogen mass transfer within an industrial plasma nitriding system II: Application of a biased screen," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 204, no. 8, pp. 1151–1157, 2010.
- [10] C. Zhao, C. X. Li, H. Dong, and T. Bell, "Study on the active screen plasma nitriding and its nitriding mechanism," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 201, no. 6, pp. 2320–2325, 2006.
- [11] S. Corujeira Gallo and H. Dong, "New insights into the mechanism of low-temperature active-screen plasma nitriding of austenitic stainless steel," *Scr. Mater.*, vol. 67, no. 1, pp. 89–91, 2012.
- [12] A. Nishimoto, K. Nagatsuka, R. Narita, H. Nii, and K. Akamatsu, "Effect of the distance between screen and sample on active screen plasma nitriding properties," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 205, no. SUPPL. 1, pp. S365–S368, 2010.
- [13] S. Corujeira Gallo and H. Dong, "On the fundamental mechanisms of active screen plasma nitriding," *Vacuum*, vol. 84, no. 2, pp. 321–325, 2009.
- [14] R. Mohammadzadeh, A. Akbari, and M. Drouet, "Microstructure and wear properties of AISI M2 tool steel on RF plasma nitriding at different N<sub>2</sub>-H<sub>2</sub> gas compositions," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 258, no. November, pp. 566–573, 2014.
- [15] A. F. O. Skonieski, E. S. Lima, T. Hirsch, and A. S. Rocha, "Influência Da Mistura Gasosa Em Processos De Nitretação E Nitrocarbonetação a Plasma," *Rev. Bras. Apl. Vácuo*, v27, pp. 175–182, 2008.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Potentialities of linear scratch test for characterizing treated surfaces

### *Potencialidades do ensaio de riscamento linear para a caracterização de superfícies tratadas*

Giuseppe Pintaude <sup>(1)</sup>

Marjorie Benegra <sup>(2)</sup>

#### ABSTRACT

The evaluation of the tribological behavior of treated surfaces, such as carburizing and nitriding, is of uppermost importance for the productive chain of tools, molds, and matrices. However, the use of tribological tests for these surfaces should be well selected to avoid erroneous evaluations, in particular considering the effect of the substrate at different levels. In this context, the linear scratch test may be well suited to distinguish the roles of the surface and the substrate. For that purpose, this paper presents a review on the use of this type of test for tribological evaluation in terms of the performance of treated surfaces. Relevant outputs are revised, such as scratch hardness, friction coefficient, abrasion factor, and wear resistance.

**Keywords — scratch test, surface treatments, critical force, cracking**

#### 1. INTRODUCTION

Since the term Surface Engineering was coined [1], the development of surface treatments and coatings for tool steels has been of substantial importance in increasing the performance of this class of materials [2]. However, their assessment is relatively complex, largely because industrial operations involve different wear mechanisms, often associated with relatively high temperatures [3]. A practical example is the 80% increase in the life of quenched and tempered AISI D2 steel punches used for stamping truck bodies when they were coated with titanium nitride [4].

Within this context, the linear scratch test can be an extremely suitable technique for characterizing treated and coated surfaces, for its relative simplicity and speed of execution. On the

<sup>(1)</sup> Full Professor at UTFPR, Brazil, giuseppepintaude@gmail.com

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. of Materials and Metallurgical Engineering; UTFPR, Brazil.



other hand, its interpretation is not trivial, and this manuscript intends to be a useful contribution to users in the field of tools, molds, and dies.

## 2. LINEAR SCRATCH TEST

### 2.1. Basic Principles

In the Metals Handbook ASM [5] one can find four approaches for using the scratch test:

- a) To determine the scratch hardness;
- b) To clarify the mechanisms of deformation or material removal (*abrasion factor*);
- c) To estimate the abrasive wear resistance of materials and coatings; and
- d) To evaluate the adhesion of coatings.

The topics (a) and (b) are relatively simple to define, although some care should be taken during the measurement of scratch geometry, as will be discussed further. The estimate of abrasive wear resistance can be made using both scratch hardness and abrasion factor, including the friction behavior. Finally, the adhesion of coatings is related to the appearance of cracks during the scratch.

### 2.2. Scratch Hardness

The Scratch Hardness Number,  $HS_P$ , is defined by ASTM G171 Standard [6]:

$$HS_P = \frac{8P}{\pi w^2} \quad (1)$$

where,

P = normal force, N, and

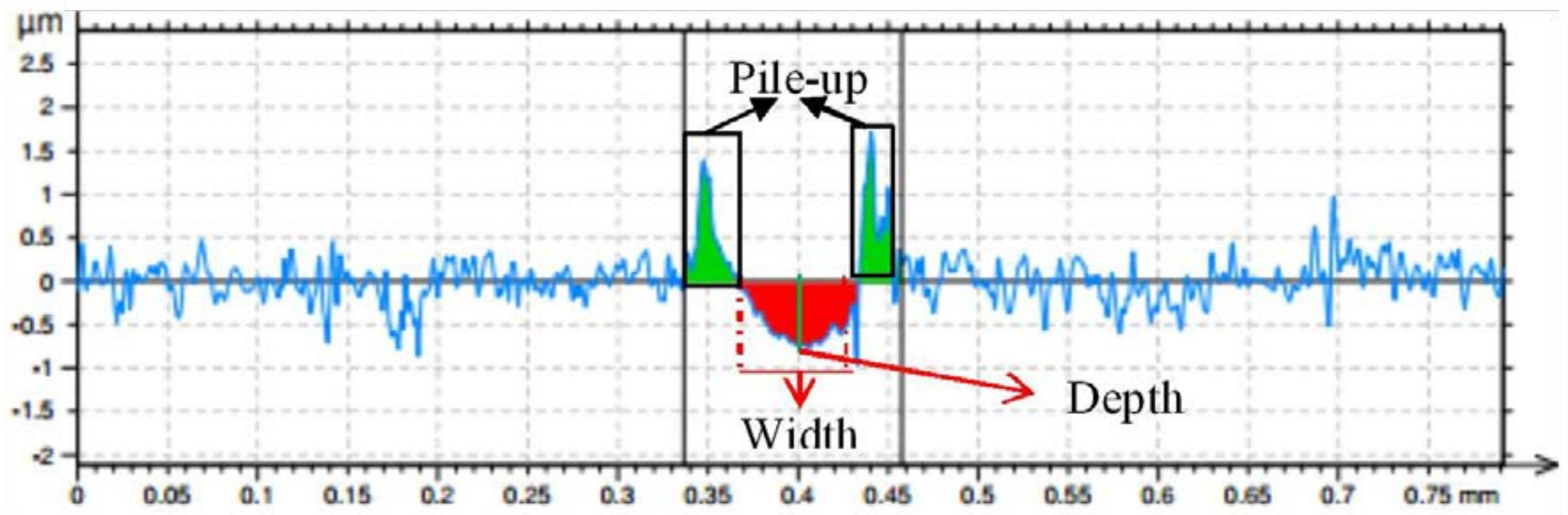
w = scratch width, m.

This definition implies that the diamond stylus shall be conical of apex angle  $120 \pm 5^\circ$ , and the cone shall terminate in a hemispherical tip of  $200 \mu\text{m}$  ( $\pm 10 \mu\text{m}$ ) radius.

Here we would like to pay attention for two frequent questions about the scratch hardness: i) how does it correlate with the static hardness? and ii) how does the pile-up influence the scratch width measurement?

The first question was summarized by Brookes [7]. His discussion took into account that the ratio of scratch to indentation hardness ( $HP_s/H$ ) varies with the level of work-hardening and the indenter geometry. Based on the results obtained by Buttery and Archard [8], the ratio increased with increasing cone angle, mainly because the indentation hardness decreased continuously and significantly with increasing cone angle. Also, based on these results, it would appear that the greater the capacity for work hardening, the greater the ratio for a given material.

In this way, there is no rule for correlate directly the indentation and scratch hardness, considering the great influence of work hardening on the pile-up formation. This is the second question, once the ASTM G171 does not define the measurement of scratch width using a cross-section. The use of optical interferometry instruments helps to define better the scratch width (Figure 1 [9]), avoiding to define the edges using the top view, as pointed out by ASTM G171. In this drawing, one can note that the pile-up effect is completely discharged from the analysis of scratch width.



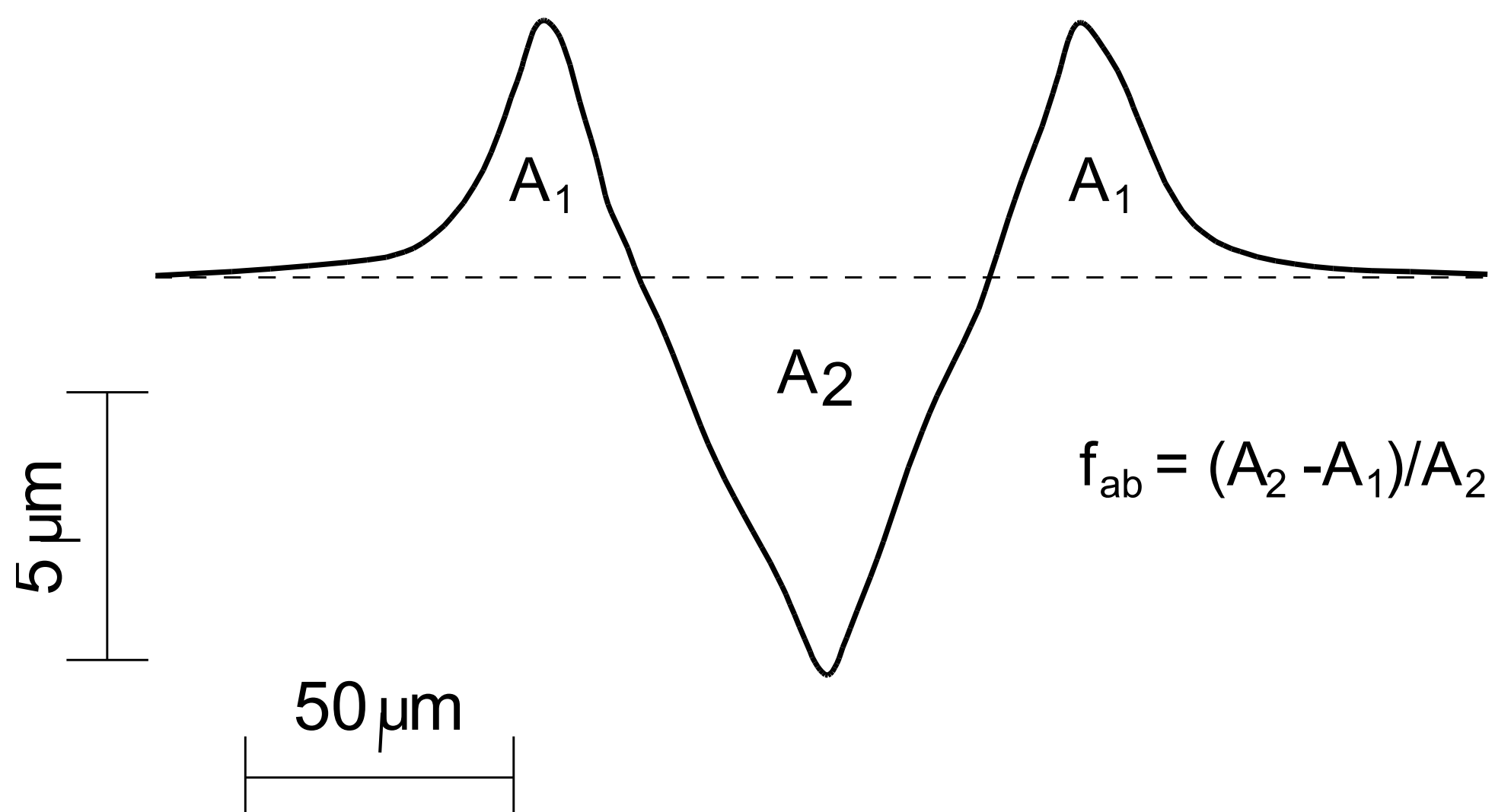
**Figure 1:** Typical cross-section of scratched metal, defining the geometrical parameters. Adapted from [9].

### 2.3. Abrasion Factor (*material removal factor*)

The abrasion factor is indicative of the relative amount of deformation during a scratch. This number can be used as a balance between material removal and the number of pile-ups due to the plastic deformation. In this sense, its measurement supplies a value to estimate the predominance of a specific mechanism acting on the surface.

Historically, this definition was made by Stroud and Wilman in 1962 [10], but they applied the concept for grooves resulted from sanding by emery papers. Accurate definitions were described by Buttery and Archard [8] for linear scratch tests, performed in a considerable range of surface hardness.

Figure 2 shows a typical profile after a scratch test, describing the areas used to define the abrasion factor.



**Figure 2:** Typical cross-section of scratched metal for defining the abrasion factor. Adapted from [8].

The abrasion factor was further used by Zum-Gahr [11] for modeling the abrasive wear rate of metals. He presents an equation for  $f_{ab}$  as a function of mechanical properties:

$$f_{ab} = 1 - \left( \frac{\varphi_{lim}}{\varphi_s} \right)^{2/\beta} . \quad (2)$$



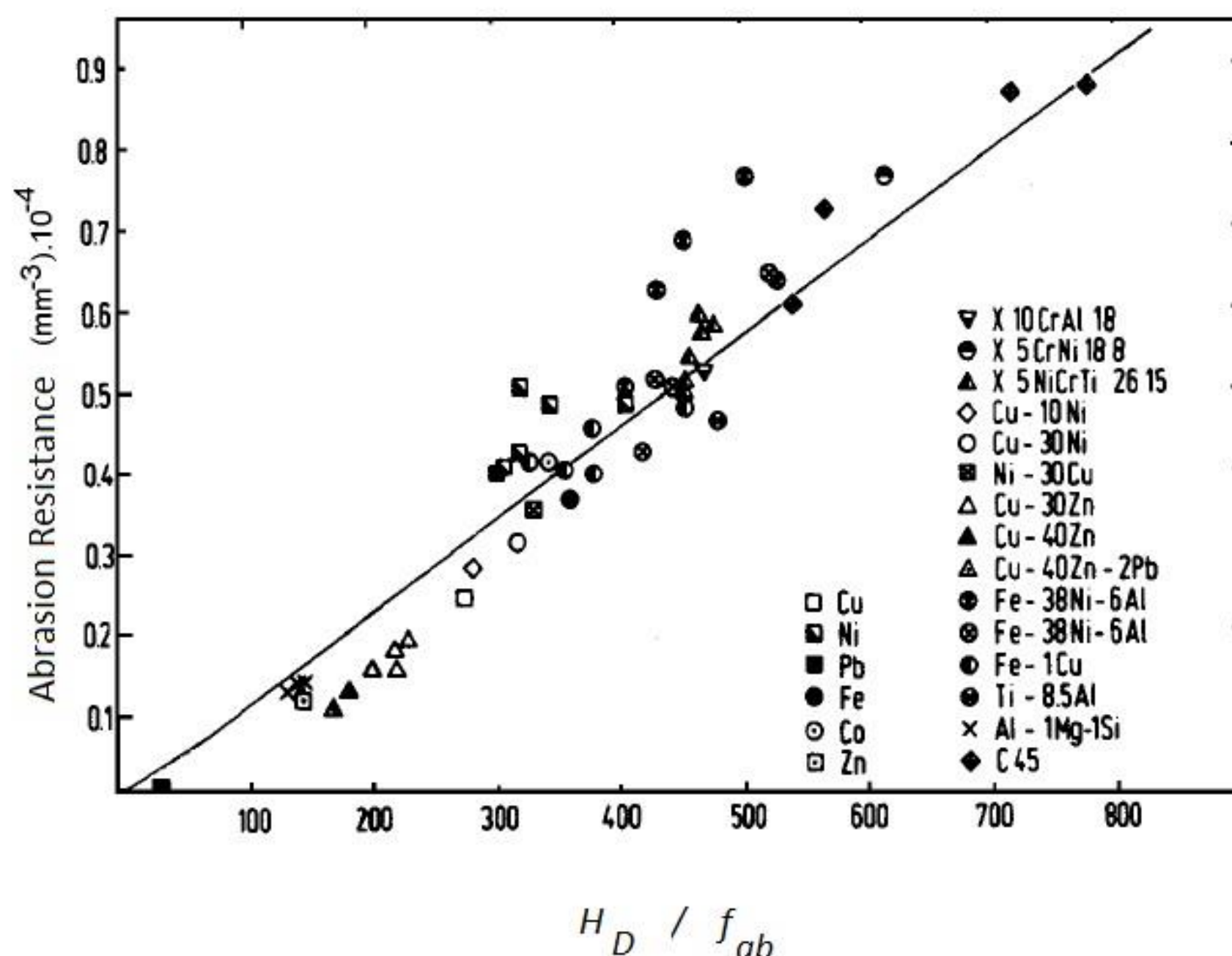
where  $\phi_{im}$  is the capability of deformation of the wearing material during abrasion in a given tribo-system and  $\phi_s$  is the effective deformation on the wearing surface.  $\beta$  is a factor which describes the decay of deformation with increasing depth below the wearing surface and depends mainly on the work hardening behavior of the wearing material.

From the practical point of view, the determination of the abrasion factor using optical instruments is subject to errors. Using Figure 1, one can see the necessity to identify a reference line for isolating the groove area (red). Apart this requirement, Franco and Sinatora [12] shade light on more two problems: i) Definition of the limits of the deformed area outside the groove: the operator can define two vertical lines on each side of the groove that delimit the region of area calculation, excluding any profile variations that do not result from the test, and ii) False pile-ups: this seems to be the most delicate point in area measurement. Part of the groove profile can appear on a top view to be displaced material, but in reality, it corresponds to chips that remained beside the scratch.

In the next topic, we will present an approach based on both scratch hardness and abrasion factor to estimate the abrasive wear resistance determined from a linear scratch test.

#### 2.4. Abrasive wear resistance

The estimation of abrasive wear resistance using the linear scratch test is not a direct measurement. The model established by Zum-Gahr [11] evidences the role of abrasion factor for getting a linear relation between the abrasion resistance and the hardness of wear debris, as presented in Figure 3.

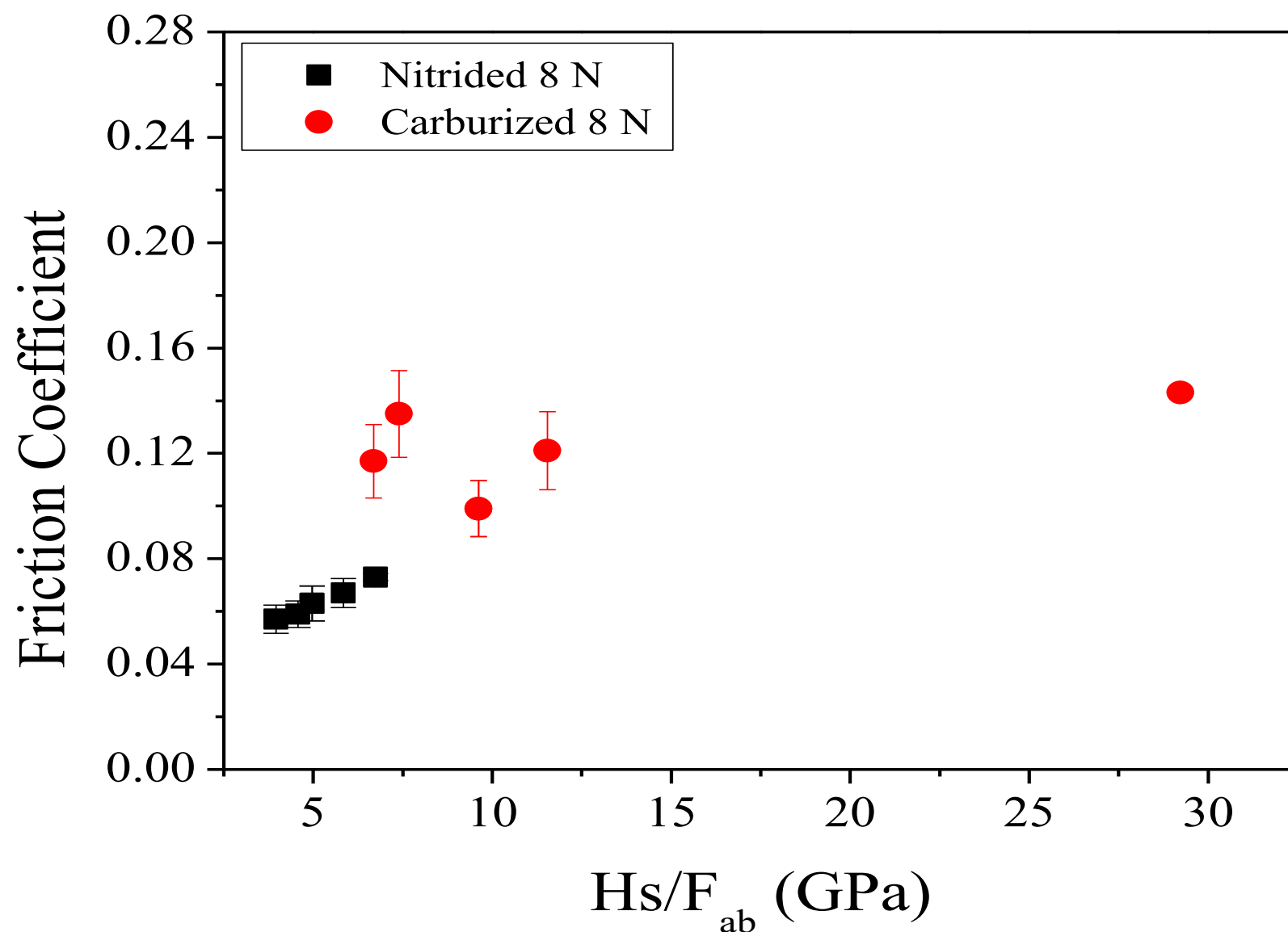


**Figure 3:** Abrasion resistance as a function of the ratio of the hardness of wear debris ( $H_D$ ) to  $f_{ab}$  to values measured in a scratch test by using a sliding diamond loaded by 2N. Adapted from [11].

The use of hardness of wear debris incorporates the level of work hardening due to the abrasion process. Although this kind of measurement is more suitable than the original hardness for describing the wear resistance [13], it is very laborious to assess from the practical point of view. Because the scratch hardness defined from the scratched surface can be determined at the same time with the abrasion factor, and that it tends to be greater than the indentation hardness, it seems to be reasonable to define the ratio of scratch hardness to  $f_{ab}$  values to estimate the abrasive wear

resistance.

For nitrided and carburized surfaces, Rovani et al. [9] used this approach for building a tribological map, containing the friction coefficient values besides the wear resistance, estimated by the ratio  $H_s/f_{ab}$ .



**Figure 4:** Tribological map containing friction coefficient and the ratio of scratch hardness ( $H_s$ ) to  $f_{ab}$  to values measured in a scratch test by using a sliding diamond loaded by 8N. Adapted from [9].

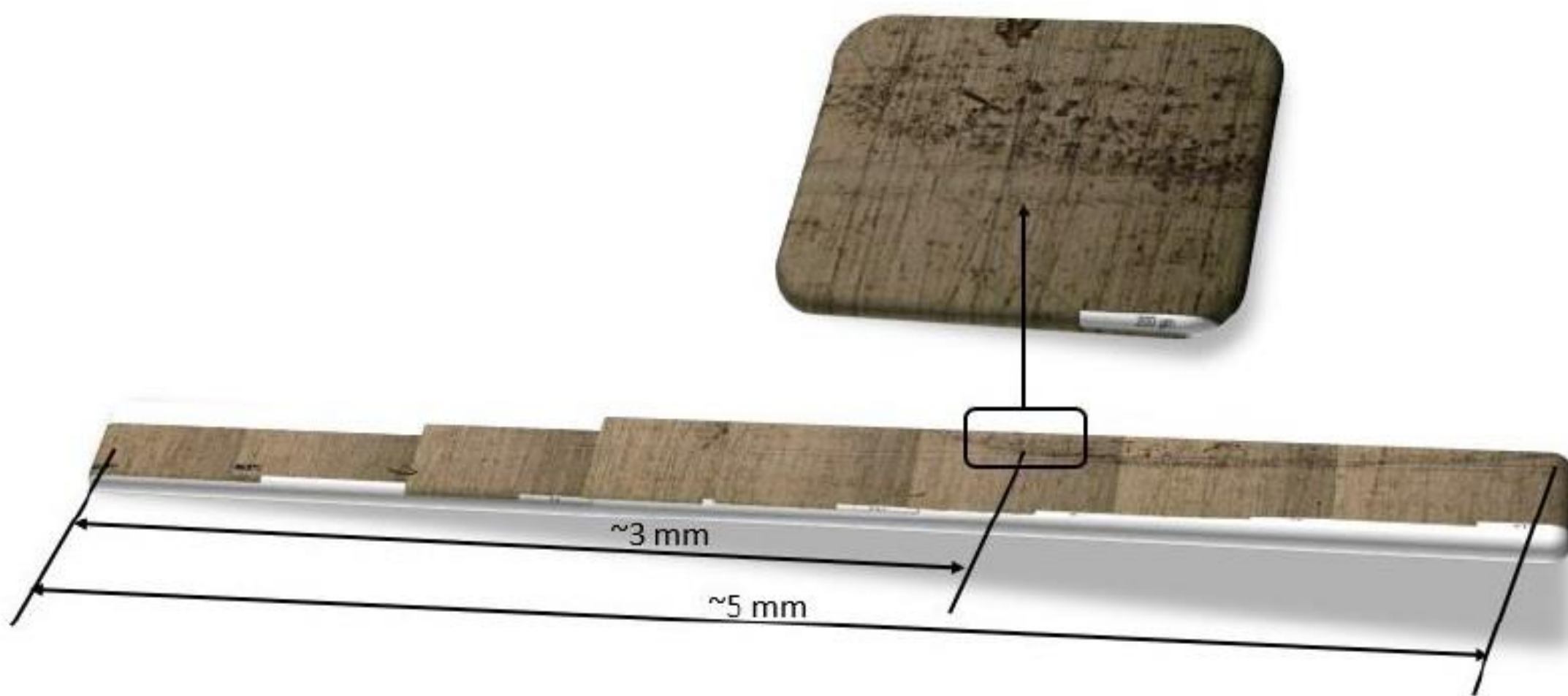
From Figure 4, one can establish a superior wear resistance of carburized surface compared to the nitrided ones but depends on the application, friction can be more decisive than wear, in which the nitriding can offer a suitable option.

## 2.5. Adhesion of coatings

The use of a linear scratch test allows defining a critical load for the failure of coatings. For that purpose, the load is applied progressively, controlling its rate of application for a specific sliding track. Then, different techniques can be applied for defining the load that results in the exposure of the substrate. Following Sekler et al. [14], the acoustic emission is the most effective technique based on the use of physical measurement, but the microscopic observation is the most straightforward one.

Using the available software to rebuild the images, the identification of cracks is relatively easy, as shown in Figure 5 for a nitrided surface. Knowing the distance, the critical load can be calculated using the load rate applied during the test.





**Figure 5:** Rebuilding of images of scratch on the nitrided surface, after a progressive loading from 2 up to 8N. Adapted from [15].

### 3. CONCLUDING REMARKS

The basic concepts of the linear scratch test were presented. For different approaches, the use of a suitable microscopy technique is of fundamental importance to determine the scratch hardness, the abrasion factor, the wear resistance, and the critical load for adhesion of coatings.

### ACKNOWLEDGMENT

G. Pintaude thanks CNPq for his scholarship (process 308416/2017-1).

### REFERENCES

- [1] DONG H. Guest editorial: in memory of Tom Bell. *Surf. Eng.* 26 (2010) 1-10.
- [2] PINTAUDE, G. Estudos de casos analisados na disciplina 'proteção de superfícies' na UTFPR em ferramentas sujeitas ao desgaste. *Revista Tecnologia & Humanismo* 20 (2006) 69-78.
- [3] PELIZZARI, M., MOLINARI, A. The application-oriented heat treatment of tool steels. *Mater.Manuf.Proc.* 24(2009) 723-8.
- [4] PINTAUDE, G. et al. Plastic deformation analysis of low-carbon steel due to metal hole punching using coated and uncoated tools. *J. Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.* 31 (2009) 52-6.
- [5] JACOBSSON, S. et al. Scratch testing. *ASM International, ASM Handbook*,. 1992;18:430-7.
- [6] ASTM G171 standard test method for scratch hardness of materials using a diamond stylus. *ASTM Stand.* 2009;3:1-7.
- [7] BROOKES, C. A. Scratch and indentation hardness of crystals. *Philos. Mag. A* 43 (1981) 529-543.
- [8] BUTTERY, TC, ARCHARD, JF. Grinding and abrasive wear. *Proc. Inst. Mech. Eng.* 185 (1970) 537-51.
- [9] ROVANI, A.C. et al. Scratch resistance of low-temperature plasma nitrided and carburized martensitic stainless steel. *Wear* 376 (2017) 70-6.
- [10] STROUD, M. F., WILMAN, H. The proportion of the groove volume removed as wear in abrasion of metals. *British J. App. Phys.* 13 (1962) 173-8.
- [11] ZUM-GAHR, K.H. Modelling of two-body abrasive wear. *Wear* 124 (1988) 87-103.
- [12] FRANCO, L.A., SINATORA, A. Material removal factor (fab): A critical assessment of its role in theoretical and practical approaches to abrasive wear of ductile materials. *Wear* 382 (2017) 51-61.
- [13] PINTAUDE, G. et al. The effects of abrasive particle size on the sliding friction coefficient of steel using a spiral pin-on-disk apparatus. *Wear* 255 (2003) 55-59.
- [14] SEKLER, J., et al. The scratch test: different critical load determination techniques. *Surface and Coatings Technology* 36 (1988) 519-529.
- [15] OIKAVA, Y.I. et al. Determinação da carga crítica em ensaio de riscamento linear da liga Inconel 718 tratada superficialmente assistido por plasma, In: *WORKSHOP EM ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES Rumos da pesquisa acadêmica e oportunidades de aplicações na indústria Curitiba, PR – 21 de fevereiro de 2019 – UFPR*, pp. 64-65.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## SISTEMA A PLASMA COM TELA ATIVA: NOVAS TENDÊNCIAS ACTIVE SCREEN PLASMA SYSTEM: NEW TRENDS

Júlio A. Silveira <sup>(1)</sup>  
Leonardo F. Oliveira <sup>(2)</sup>  
Alexandre S. Rocha <sup>(3)</sup>

### RESUMO

Desenvolvida originalmente para o aprimoramento da nitretação a plasma, atualmente a tela ativa demonstra crescente aplicabilidade, podendo ser encontrada na bibliografia com a denominação de Sistema a Plasma com Tela Ativa (SPTA). Estes sistemas são capazes de contornar aspectos negativos de tratamentos termoquímicos por difusão a plasma convencionais e permitem a condução de processos correlatos como de ativação superficial e a deposição de filmes finos e nano estruturados. Substratos condutores e não condutores de eletricidade podem ser empregados, como aços alta e baixa liga, aços inoxidáveis, aços ferramentas, ligas não ferrosas, polímeros, óxidos, entre outros. A abrangência e versatilidade dessa tecnologia demonstram sua potencialidade no desenvolvimento científico e tecnológico de áreas estratégicas do conhecimento como a biomédica e de energia. O objetivo principal deste trabalho trata-se de um apanhado bibliográfico e uma síntese de alguns desses estudos.

**Palavras chave** — Tela ativa, Sistema a plasma, Biocompatibilidade, célula de combustível, dopagem.

### ABSTRACT

Originally developed for plasma nitriding enhancement, active screen is currently showing increasing applicability, a designation that could be found in the literature is: Active Screen Plasma System (ASPS). These systems avoid conventional plasma diffusion thermochemical treatments damage, further can be used in related process like surface activation, thin and nanostructured film deposition. Conductive and non-conductive substrates can be employed like, high and low alloy steel, stainless steel, tool steels, non-ferrous alloys, polymers, oxides, among others. His technological reaching and versatility demonstrate promising applicability in strategic fields like biomedical and energy. An overview and synthesis of some of these studies are the main scope of this work.

**Key words** — Active Screen, Plasma System, biocompatibility, fuel cell, doping

<sup>(1)</sup> Doutorando, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, julio.silveira@ufrgs.br,

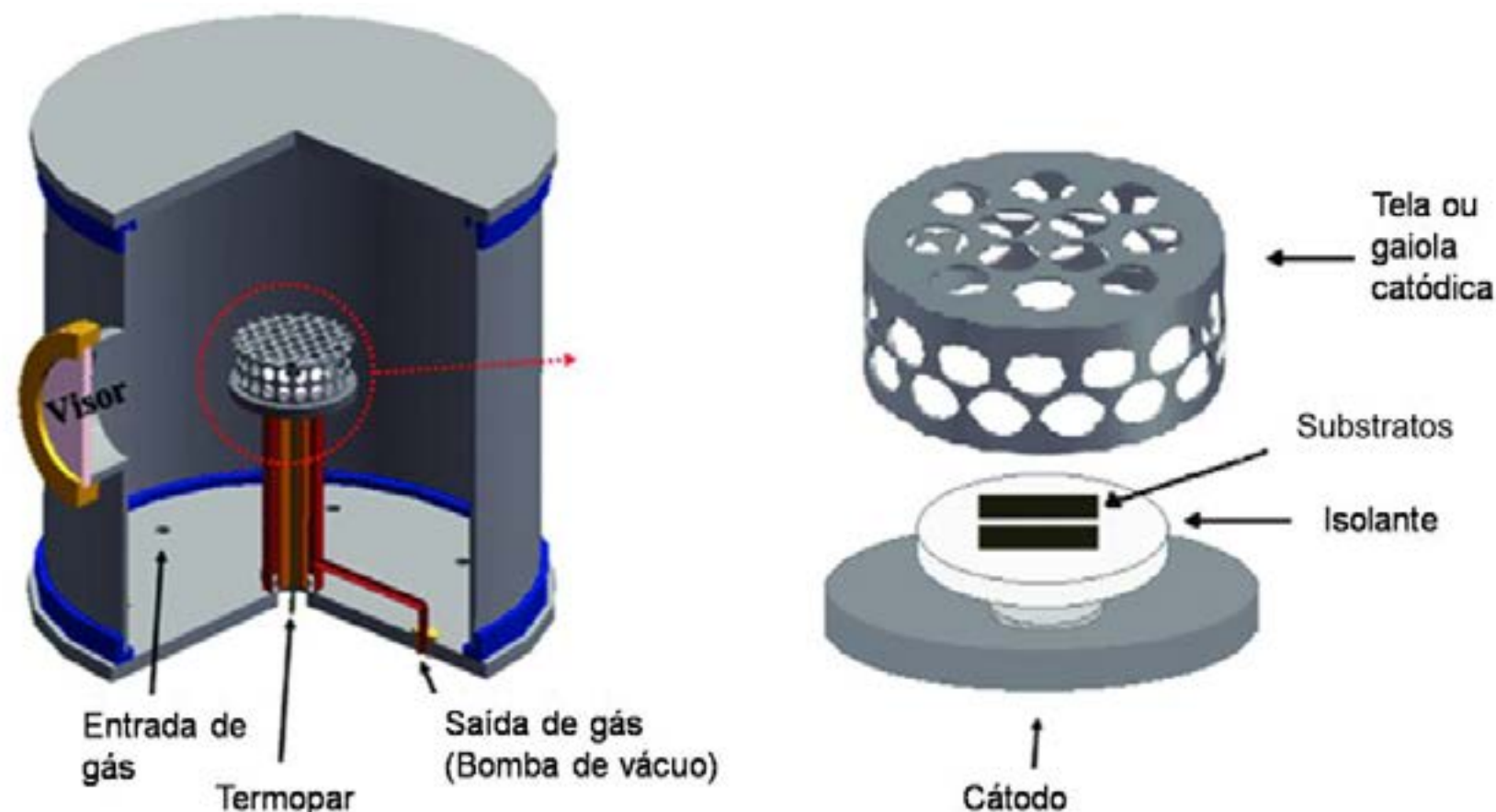
<sup>(2)</sup> Doutorando, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, leonardo.fonseca@ufrgs.br,

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, alexandre.rocha@ufrgs.br



## 1. INTRODUÇÃO

O sistema a plasma com tela ativa (SPTA) surgiu a partir de estudos para melhoria do processo de nitretação a plasma com descarga direta (NPDD) [1]. Patentada por Jean Georges no fim da década de 90 a proposta trata-se de manter o substrato isolado dos potenciais elétricos da fonte de potência e envolto por uma tela ou gaiola que atuará como cátodo, Figura 1. Além do aquecimento ocorrer de maneira mais distribuída, aspectos indesejados da NPDD, como descargas de arco elétrico e os efeitos de aresta e de cátodo oco, são minimizados [2].



**Figura 1** - Esquema de um sistema a plasma com tela ativa. Adaptado de [3]

O fato da tela atuar como eletrodo flexibiliza a modificação superficial de materiais com condutibilidade elétrica limitada como: superfícies oxidadas [4], polímeros (UHMWPE [5]–[7] polietereftalato de etileno (PET) [8], poliuretano (PU) [9], poliácido láctico (PLA) [1]) e vidro [10]. A descarga indireta reduz o risco de queima [11] ou degradação [8] de substratos com baixo ponto de fusão.

A técnica também pode ser encontrada na literatura com a denominação de “*Active screen plasma alloying*” [12], [13] pois nanopartículas de material da tela são transferidas para a superfície do substrato com a pulverização catódica promovida pela descarga plasmática [14].

A tela ativa possibilita implantação/dopagem tanto de elementos da atmosfera gasosa utilizada (normalmente gases contendo nitrogênio), como de material oriundo da tela (ferro e elementos de liga) [8]. Elementos multidopados como o grafeno apresentam potencial de aplicação tanto na indústria biomédica quanto na de geração de energia [15]. O foco da presente revisão reside nessas novas perspectivas em que os processos a plasma com tela ativa despontam.

## 2. TELA ATIVA NA BIOMEDICINA

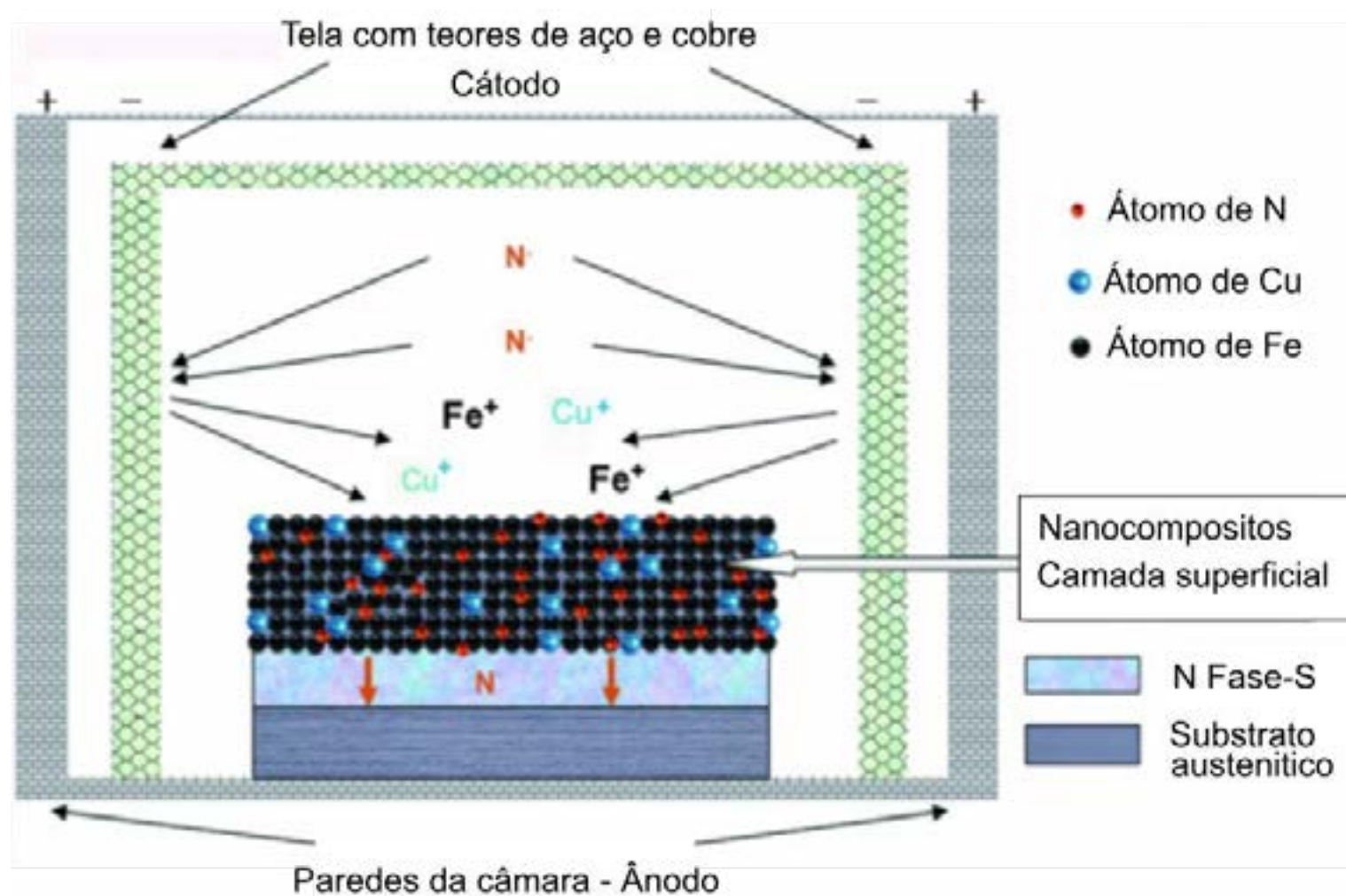
O estado superficial exerce importância decisiva em biomateriais. A possibilidade de ajustá-lo de maneira independente ao núcleo é um aspecto que torna os processos de modificação superficial a plasma cada vez mais frequente na engenharia biomédica. Podem ser empregados para limpeza/esterilização ou implantação/deposição de elementos para modificação química superficial [16].

O risco de doenças letais transmitidas por contaminação cruzada é fator determinante no emprego de materiais com propriedades bactericidas em instrumentos cirúrgicos. Apesar de larga aplicação, ligas de aço inoxidável austenítico possuem pouca resistência ao desgaste e a proliferação de microorganismos, por isso a importância de uma superfície ligada com elementos contendo essas características.

Em ligas com alto teor de Cr, a difusão superficial de nitrogênio sob elevada temperatura aumenta a resistência ao desgaste ao custo da resistência à corrosão, devido a precipitação de nitretos do tipo CrN. Com temperaturas menores (cerca de 400 °C), parte do cromo permanece em solução sólida e parte do nitrogênio difunde-se intersticialmente na estrutura, formando uma fase

metaestável denominada austenita expandida, S-phase [17]. Processos a plasma viabilizam a difusão sob esses níveis de temperatura.

Na nitretação a plasma com tela ativa, material do cátodo é transferido para o substrato. Elementos bactericidas como prata [13] e cobre [18] podem ser depositados com o intermédio de telas que os contenham em sua composição química, Figura 2. Essa estratégia permite, portanto, uma melhoria simultânea na resistência ao desgaste, à oxidação e à proliferação de microorganismos na superfície de aços inoxidáveis austeníticos.



**Figura 2** - Deposição de prata com o auxílio da tela ativa. Adaptado de [13].

Em dispositivos artificiais empregados em implantes, a biocompatibilidade é fundamental para minimizar o risco de processos inflamatórios na interface com o tecido vivo [16]. Essa propriedade é influenciada principalmente pela estrutura da camada superficial e suas características químicas [19]. Outras características como, resistência a corrosão, baixa densidade e processabilidade, tornam as Ligas de titânio [20] e os polímeros [6] materiais bastante populares nesse segmento, onde a artroplastia em quadril e joelho são os procedimentos cirúrgicos mais frequentes.

A junta usual constitui-se por um componente metálico (titânio ou liga Co-Cr) articulado sobre uma base polimérica como o “*Ultra High Molecular Polyethylene*” - (UHMWPE), Figura 3. Tratamentos de modificação superficial são essenciais tanto para o componente metálico quanto para a base polimérica, melhorando, entre outros aspectos, a funcionalidade da junta e sua longevidade [21].



**Figura 3** - Junta artificial típica de uma artroplastia de quadril [22].

Propriedades tribológicas limitam, de forma determinante, o uso de polímeros como suporte de articulação [23], seu desgaste e o desgaste de tecido ósseo, causado pelas partículas desprendidas desse material são reconhecidos como uma das principais causas de folga e falha prematura [24].

Implantação iônica e implantação iônica por imersão a plasma são duas técnicas de



modificação superficial muito investigada em polímeros. O uso de feixe unidirecional na primeira delas impede sua aplicação em componentes de geometria complexa e a condutividade elétrica é propriedade importante para a segunda. Dentro desse contexto, a tela ativa contorna as limitações supracitadas com maior viabilidade econômica [5]. Em materiais como o UHMWPE melhorias consideráveis em propriedades superficiais como dureza, módulo de elasticidade, resistência a penetração e ao desgaste são alcançadas [5], [6].

Em meio biológico o UHMWPE apresenta característica inerte, mas ao ser nitretado com tela ativa grupos funcionais formam-se sobre sua superfície melhorando adesão e proliferação de células [6], [7].

Outra propriedade que vem ganhando importância em materiais biofuncionais, utilizados na engenharia de tecidos ou dosagem de medicamentos, trata-se da condutibilidade. Polímeros condutivos podem ter suas propriedades físicas, químicas e elétricas adaptadas conforme necessidades específicas de aplicação como produção de anticorpos, enzimas ou outros agentes biológicos [25].

A elevada fragilidade e baixa resistência mecânica de alguns deles, como a polianilina (PANI), no entanto, inviabilizam o seu uso [26]. Nesse sentido, a deposição de filme condutivo polimérico [1] ou de grafeno [8] são estratégias que podem ser conduzidas com o auxílio da tela ativa.

A dopagem de nitrogênio em nanomateriais a base de carbono amplia sua aplicabilidade [27]. A redução de óxido de grafeno via plasma é uma alternativa que permite a obtenção do grafeno e sua dopagem com N simultaneamente. No SPTA o substrato não recebe a descarga luminescente, por isso não precisa ser condutor. A pulverização catódica da tela permite ainda a dopagem de elementos metálicos como Fe, Cr e Mo em substrato polimérico, com baixo ponto de fusão. Substratos poliméricos com filme de grafeno multidopado encontram aplicação em biosensores [8].

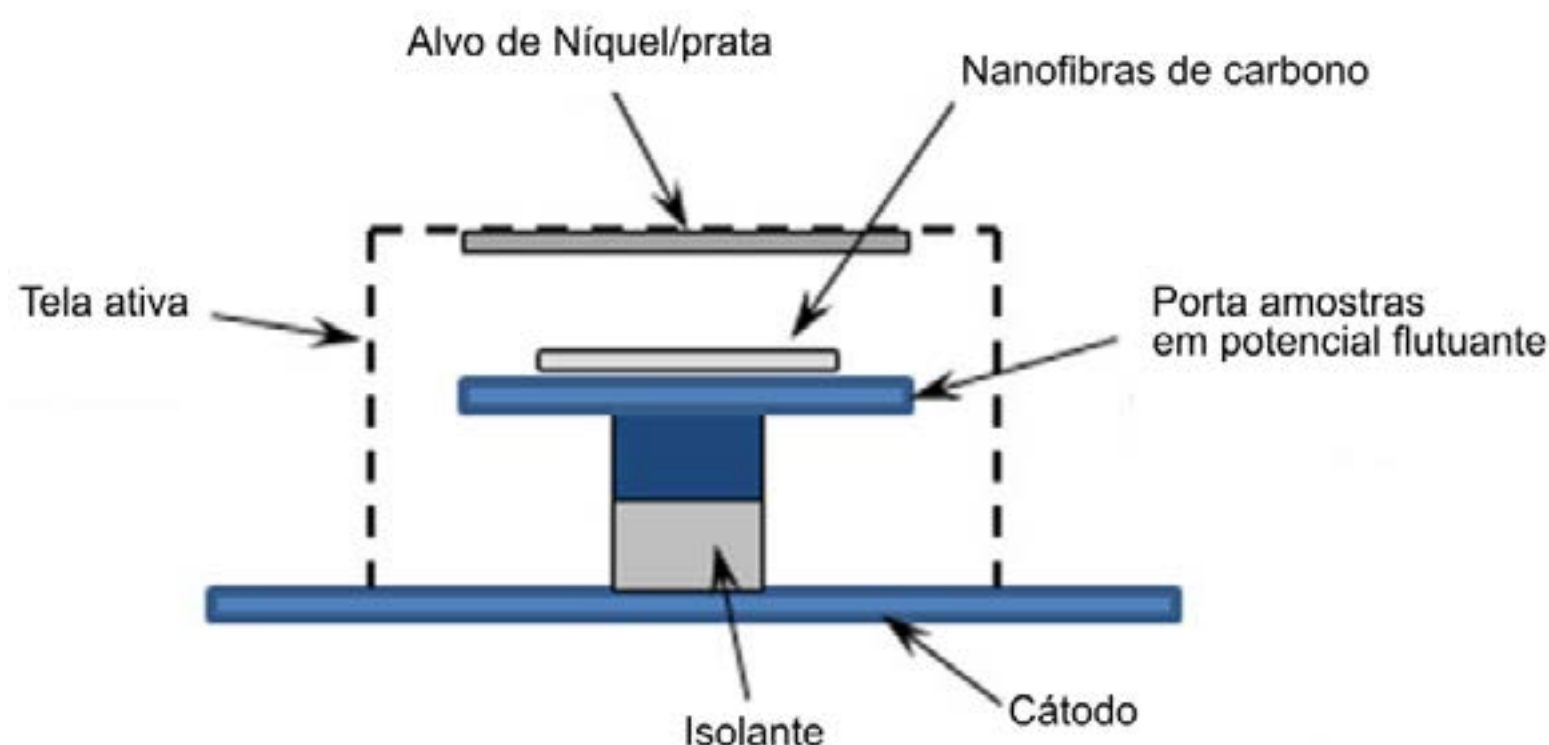
A deposição de polianilina (PANI) por polimerização oxidativa em meio aquoso é dificultada em polímeros com superfície hidrofóbica como o poliláctico (PLA). O PLA vêm substituindo polímeros petroquímicos tradicionais principalmente por seu caráter biodegradável, bioabsorvível e biocompatível. Sua reduzida energia superficial, no entanto, dificulta a adesão e proliferação celular. Após tratamento a plasma com tela ativa em atmosfera inerte (Ar) a superfície do PLA reduz sua característica hidrofóbica, tornando-se mais adequado para a subsequente deposição da PANI em meio aquoso [1]. PLA com deposição de PANI encontra aplicação como biomaterial eletroativo na cicatrização de tecidos lesionados [28]

Outros polímeros como o Poliuretano (PU) também podem ter sua biocompatibilidade incrementada através do desenvolvimento de uma superfície mais hidrofílica pelo sistema a plasma com tela ativa. Esse tipo de material encontra aplicação em catéteres e dispositivos ortopédicos [9]

### 3. TELA ATIVA NA GERAÇÃO E ARMAZENAMENTO DE ENERGIA

Graças à elevada estabilidade térmica/química aliada a uma boa condutividade elétrica e baixo custo, o carbono tem papel de destaque em dispositivos de armazenamento de energia, como eletrodo de supercapacitores [29], e de conversão de energia, como na camada difusora de gases (CDG) e em placas bipolares de células de combustível, Figura 5, [30]. A combinação com elementos de características complementares, como ductilidade e reatividade eletrolítica aumenta ainda mais sua aplicabilidade.

Embora a utilização de nanofibras de carbono em eletrodo de supercapacitores seja vantajosa em diversos aspectos, sua capacitância é limitada. Essa limitação pode ser contornada através da ativação superficial desses componentes, conduzida pela deposição de nanopartículas de elementos com maior reatividade eletrolítica como prata e níquel, Figura 4. Nesse caso, a tela ativa demonstra ser uma alternativa produtora a processos a plasma multiestágio [29].

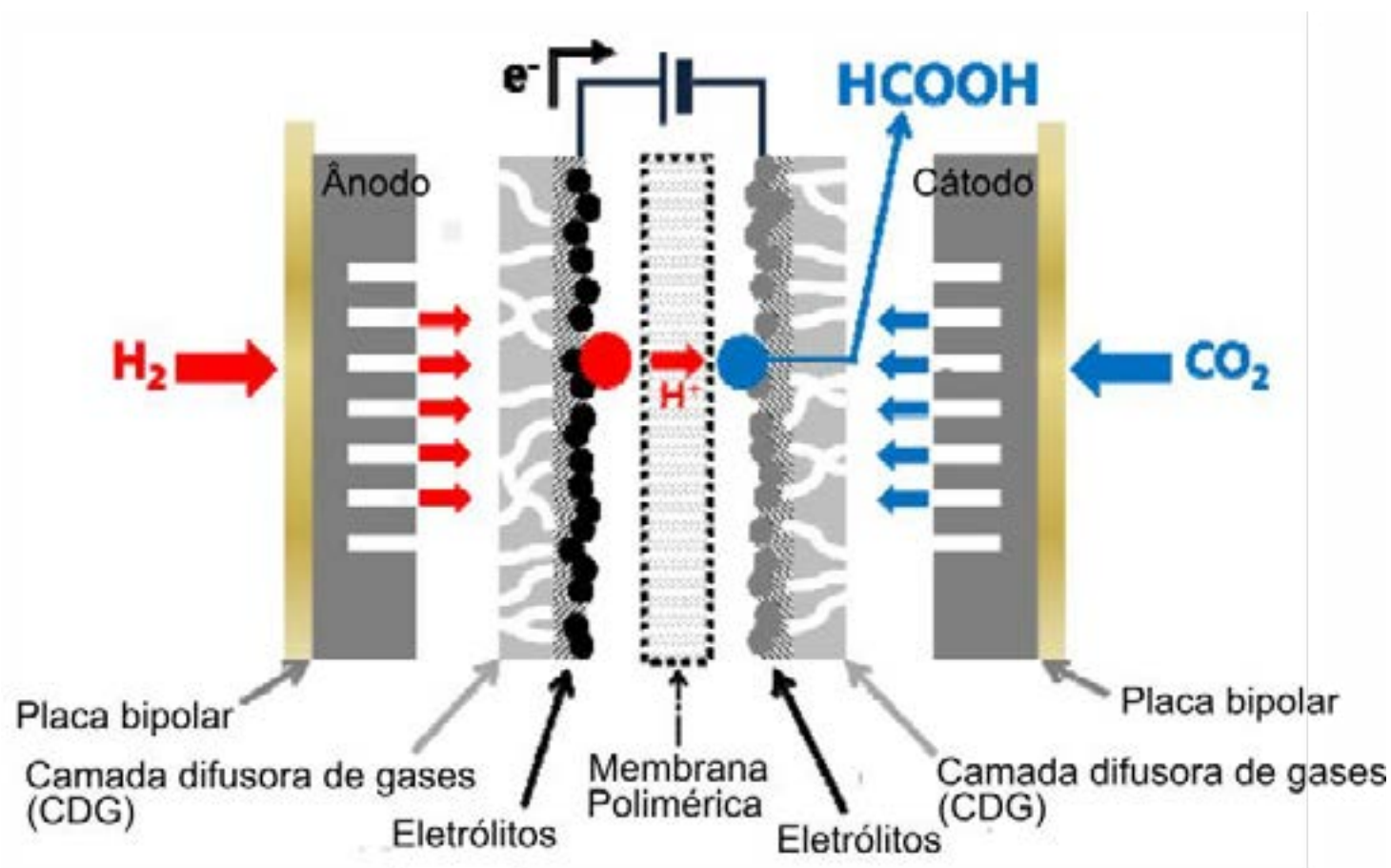


**Figura 4** - Deposição de elementos de reatividade eletrolítica. Adaptado de [29]

Já em células de combustíveis o carbono encontra aplicação na camada difusora de gases (CDG), ilustrada na Figura 5. Devido aos níveis de temperatura em que operam, a reação eletroquímica em células de combustíveis com eletrólito polimérico, como as do tipo membrana de troca de prótons (CCMTP), depende da presença de elementos electrocatalisadores na superfície da CDG [31]

Poucos electrocatalisadores possuem competitividade frente à platina. Um arranjo nanométrico na forma de fios otimiza o seu uso, garantindo ainda elevada estabilidade e excelente atividade catalítica. Em solução aquosa, o crescimento de platina com esse tipo de arranjo foi possível em uma película de carbono ativada superficialmente em tela ativa com dopagem de nitrogênio [31]. 120°C/10 min foram os parâmetros de tratamento que fornecem os melhores resultados [32]. Temperatura e/ou tempos maiores promoveram o crescimento dos nanofios para o interior dos poros da CDG, com efeito catalítico prejudicial.

Isoladamente, uma CCMTP não converte taxa de energia significativa, no entanto o seu arranjo em pilhas possibilita a geração de até 100 kW. Nas pilhas, a união entre células ocorre através de placas bipolares, ilustrada na Figura 5, confeccionadas com uma série de canais que permitem a circulação de reagentes e produtos envolvidos na reação eletroquímica do combustível [33].



**Figura 5** - Célula de combustível com eletrólito polimérico. Adaptado de [34]

Embora ofereça maior condutividade, resistência mecânica e menor complexidade na usinagem desses canais de escoamento, os aços inoxidáveis competem com o grafite na constituição dessas placas. Fatores determinantes para isso são as condições severas de corrosão do meio ácido [30] e a elevada Resistência de Contato Interfacial (RCI) oferecida pela camada passiva do inox [35], [36].

Uma camada superficial mista, composta por nitretos e óxidos pode melhorar as duas propriedades supracitadas simultaneamente [37]–[39]. A continuidade dessa camada é pré requisito



importante e temperaturas não tão elevadas controlam a precipitação dos nitretos e, conseqüentemente, a redução de cromo na matriz. Com a descarga plasmática atuando na tela ativa o aquecimento é menos acentuado e melhor distribuído sobre a superfície complexa de placas bipolares, minimizando ainda os riscos do efeito de arestas e de cátodo oco [35], [40]–[42].

O efeito da tela ativa na nitretação de aços inoxidáveis foi investigado em [35], amostras de aço AISI 316 tiveram sua resistência à oxidação elevada, mas uma condutividade superficial insuficiente para aplicação em placas bipolares. A nitretação simultânea à deposição de elementos como Nióbio (N+Nb) [41] e prata (N+Ag) [42] melhoraram a condutividade superficial, mas somente a Platina (N+Pt) [40], propiciou resultados satisfatórios para aplicação em células de combustível. Nesse último caso, sob a simulação em condições de operação, essas propriedades foram ainda melhores, demandando uma maior compreensão dos mecanismos de oxidação envolvidos.

#### 4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Ao mesmo tempo em que viabiliza resultados mais específicos, o incremento de variáveis aumenta a complexidade do processo. A influência de cada uma delas são aspectos que já vêm sendo amplamente explorados na literatura. No entanto, uma revisão bibliográfica indicando as novas perspectivas e tendências em que esses processos despontam são menos comuns.

A possibilidade de se obter estruturas superficiais bastante específicas, com efeito direto nas propriedades físico-químicas do elemento depositado [43], potencializa a aplicação da técnica nos mais diversos segmentos: Medicação, eletrônicos, indústria mecânica e energia.

Os processos a plasma conduzidos com a tela ativa representaram um avanço significativo em áreas estratégicas do conhecimento. Sem a pretensão de abordar todas elas, o presente trabalho limitou-se a um apanhado geral de duas dessas áreas: Biomédica e geração de energia.

#### REFERÊNCIAS

- [1] J. G. Alonso, C. Dalmolin, J. Nahorny, A. A. C. Recco, L. C. Fontana, and D. Becker, "Active screen plasma system applied to polymer surface modification: poly(lactic acid) surface activation before polyaniline graft polymerization in aqueous medium," *J. Polym. Eng.*, vol. 38, no. 8, pp. 795–802, Aug. 2018.
- [2] J. Georges, "Nitriding process and nitriding furnace therefor," 5,989,363, 1999.
- [3] F. de M. Fernandes *et al.*, "Deposição De Filmes Finos De Cobre Por Gaiola Catódica: Análise Do Confinamento Do Plasma Em Função Do Aumento Da Espessura Da Tampa Da Gaiola Catódica," *Tecnol. em Metal. Mater. e Mineração*, vol. 15, no. 3, pp. 296–302, 2018.
- [4] C. X. Li, H. Dong, and T. Bell, "A feasibility study of plasma nitriding of steel with an oxide layer on the surface," *J. Mater. Sci.*, vol. 41, no. 18, pp. 6116–6118, Sep. 2006.
- [5] C. X. Li and T. Bell, "Potential of plasma nitriding of polymer for improved hardness and wear resistance," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 168, no. 2, pp. 219–224, Sep. 2005.
- [6] G. Kaklamani *et al.*, "Effect of plasma surface modification on the biocompatibility of UHMWPE," *Biomed. Mater.*, vol. 5, no. 5, 2010.
- [7] G. Kaklamani, J. Bowen, N. Mehrban, H. Dong, L. M. Grover, and A. Stamboulis, "Active screen plasma nitriding enhances cell attachment to polymer surfaces," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 273, pp. 787–798, 2013.
- [8] J. Chen *et al.*, "Reducing and multiple-element doping of graphene oxide using active screen plasma treatments," *Carbon N. Y.*, vol. 95, pp. 338–346, Dec. 2015.
- [9] X. Fu, M. J. Jenkins, G. Sun, I. Bertoti, and H. Dong, "Characterization of active screen plasma modified polyurethane surfaces," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 206, no. 23, pp. 4799–4807, 2012.
- [10] S. C. Gallo and H. Dong, "On the fundamental mechanisms of active screen plasma nitriding," *Vacuum*, vol. 84, no. 2, pp. 321–325, Sep. 2009.
- [11] N. Zhu, S. Ma, and X. Sun, "Nitrogen-Doped Carbon Fiber Paper by Active Screen Plasma Nitriding and Its Microwave Heating Properties," *ACS Appl. Mater. Interfaces*, vol. 8, no. 51, pp. 35606–35613, Dec. 2016.
- [12] H. A. Raza, M. Shafiq, M. Naeem, M. Y. Naz, J. C. Díaz-Guillén, and C. M. Lopez-Badillo, "Cathodic Cage Plasma Pre-treatment of TiN-Coated AISI-304 Stainless Steel for Enhancement of Mechanical Strength and Wear Resistance," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 28, no. 1, pp. 20–32, Jan. 2019.
- [13] Y. Dong, X. Li, R. Sammons, and H. Dong, "The generation of wear-resistant antimicrobial stainless steel surfaces by active screen plasma alloying with N and nanocrystalline Ag," *J. Biomed. Mater. Res. Part B Appl. Biomater.*, vol.

9999B, no. 1, p. NA-NA, Apr. 2010.

- [14] P. Hubbard, D. G. McCulloch, E. D. Doyle, S. J. Dowey, and J. N. Georges, "A fundamental contribution to a study of the active screen plasma nitriding process," *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, vol. 151, no. 11, pp. 441–445, Nov. 2006.
- [15] K. S. Novoselov, V. I. Fal'ko, L. Colombo, P. R. Gellert, M. G. Schwab, and K. Kim, "A roadmap for graphene," *Nature*, vol. 490, no. 7419, pp. 192–200, Oct. 2012.
- [16] P. . Chu, J. . Chen, L. . Wang, and N. Huang, "Plasma-surface modification of biomaterials," *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 36, no. 5–6, pp. 143–206, Mar. 2002.
- [17] H. Dong, "S-phase surface engineering of Fe-Cr, Co-Cr and Ni-Cr alloys," *Int. Mater. Rev.*, vol. 55, no. 2, pp. 65–98, Mar. 2010.
- [18] Y. Dong, X. Li, T. Bell, R. Sammons, and H. Dong, "Surface microstructure and antibacterial property of an active-screen plasma alloyed austenitic stainless steel surface with Cu and N," *Biomed. Mater.*, vol. 5, no. 5, p. 054105, Oct. 2010.
- [19] R. N. S. Sodhi, "Application of surface analytical and modification techniques to biomaterial research," *J. Electron Spectros. Relat. Phenomena*, vol. 81, no. 3, pp. 269–284, 1996.
- [20] J. M. Williams and R. A. Buchanan, "Ion implantation of surgical Ti 6Al 4V alloy," *Mater. Sci. Eng.*, vol. 69, no. 1, pp. 237–246, 1985.
- [21] P. Sioshansi and E. J. Tobin, "Surface treatment of biomaterials by ion beam processes," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 83, no. 1–3, pp. 175–182, Sep. 1996.
- [22] "Hip prosthesis | Rede Galega de Biomateriais | Flickr." [Online]. Available: <https://www.flickr.com/photos/130905671@N06/17051530052>. [Accessed: 31-Jul-2019].
- [23] H. Dong and T. Bell, "State-of-the-art overview: ion beam surface modification of polymers towards improving tribological properties," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 111, no. 1, pp. 29–40, Jan. 1999.
- [24] W. Shi, X. Y. Li, and H. Dong, "Improved wear resistance of ultra-high molecular weight polyethylene by plasma immersion ion implantation," *Wear*, vol. 250, no. 1, pp. 544–552, 2001.
- [25] R. Balint, N. J. Cassidy, and S. H. Cartmell, "Conductive polymers: Towards a smart biomaterial for tissue engineering," *Acta Biomater.*, vol. 10, no. 6, pp. 2341–2353, 2014.
- [26] Y. Li *et al.*, "Enhanced adhesion and proliferation of human umbilical vein endothelial cells on conductive PANI-PCL fiber scaffold by electrical stimulation," *Mater. Sci. Eng. C*, vol. 72, pp. 106–112, 2017.
- [27] H. Wang, T. Maiyalagan, and X. Wang, "Review on Recent Progress in Nitrogen-Doped Graphene: Synthesis, Characterization, and Its Potential Applications," 2012.
- [28] B. Tandon, A. Magaz, R. Balint, J. J. Blaker, and S. H. Cartmell, "Electroactive biomaterials: Vehicles for controlled delivery of therapeutic agents for drug delivery and tissue regeneration," *Adv. Drug Deliv. Rev.*, vol. 129, pp. 148–168, 2018.
- [29] S. Corujeira Gallo, X. Li, K. Fütterer, C. A. Charitidis, and H. Dong, "Carbon Nanofibers Functionalized with Active Screen Plasma-Deposited Metal Nanoparticles for Electrical Energy Storage Devices," *ACS Appl. Mater. Interfaces*, vol. 9, no. 27, pp. 23195–23201, Jul. 2017.
- [30] B. C. H. Steele and A. Heinzl, "Materials for fuel-cell technologies," *Nature*, vol. 414, no. 6861, pp. 345–352, Nov. 2001.
- [31] S. Du *et al.*, "Plasma nitriding induced growth of Pt-nanowire arrays as high performance electrocatalysts for fuel cells," *Sci. Rep.*, vol. 4, no. 1, p. 6439, May 2015.
- [32] K. Lin, Y. Lu, S. Du, X. Li, and H. Dong, "The effect of active screen plasma treatment conditions on the growth and performance of Pt nanowire catalyst layer in DMFCs," *Int. J. Hydrogen Energy*, vol. 41, no. 18, pp. 7622–7630, May 2016.
- [33] J. Larminie and A. Dicks, *Fuel Cell Systems Explained*, Second. Wiley, 2003.
- [34] S. Lee *et al.*, "Electrocatalytic Reduction of Gas-Phased CO<sub>2</sub> on Nano-Sized Sn Electrode Surface," in *ECS Transactions*, 2013, vol. 53, no. 29, pp. 41–47.
- [35] K. Lin, X. Li, Y. Sun, X. Luo, and H. Dong, "Active screen plasma nitriding of 316 stainless steel for the application of bipolar plates in proton exchange membrane fuel cells," *Int. J. Hydrogen Energy*, vol. 39, no. 36, 2014.
- [36] C. Lu *et al.*, "Study on the Properties of Vertical Carbon Nanotube Films Grown on Stainless Steel Bipolar Plates," *Materials (Basel)*, vol. 12, no. 6, p. 899, Mar. 2019.
- [37] S.-H. Lee, J.-H. Kim, Y.-Y. Lee, and D.-M. Wee, "Effects of low-temperature nitridation on the electrical conductivity and corrosion resistance of 446M stainless steel as bipolar plates for proton exchange membrane fuel cell," *Int. J. Hydrogen Energy*, vol. 35, no. 2, pp. 725–730, Jan. 2010.
- [38] M. P. Brady *et al.*, "Growth of Cr-Nitrides on commercial Ni–Cr and Fe–Cr base alloys to protect PEMFC bipolar plates," *Int. J. Hydrogen Energy*, vol. 32, no. 16, pp. 3778–3788, Nov. 2007.
- [39] H. Wang, M. P. Brady, K. L. More, H. M. Meyer, and J. A. Turner, "Thermally nitrided stainless steels for polymer



electrolyte membrane fuel cell bipolar plates: Part 2: Beneficial modification of passive layer on AISI446,” *J. Power Sources*, vol. 138, no. 1–2, pp. 79–85, Nov. 2004.

- [40] K. Lin *et al.*, “Surface modification of 316 stainless steel with platinum for the application of bipolar plates in high performance proton exchange membrane fuel cells,” *Int. J. Hydrogen Energy*, vol. 42, no. 4, pp. 2338–2348, 2017.
- [41] K. Lin, X. Li, L. Tian, and H. Dong, “Active screen plasma surface co-alloying of 316 austenitic stainless steel with both nitrogen and niobium for the application of bipolar plates in proton exchange membrane fuel cells,” *Int. J. Hydrogen Energy*, vol. 40, no. 32, pp. 10281–10292, 2015.
- [42] K. Lin, X. Li, L. Tian, and H. Dong, “Active screen plasma surface co-alloying treatments of 316 stainless steel with nitrogen and silver for fuel cell bipolar plates,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 283, pp. 122–128, 2015.
- [43] I. Khan, K. Saeed, and I. Khan, “Nanoparticles: Properties, applications and toxicities,” *Arab. J. Chem.*, May 2017.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## HIGH TEMPERATURE TRIBOLOGICAL BEHAVIOR OF ADVANCED HARD COATINGS FOR CUTTING TOOLS

Jiri Nohava <sup>(1)</sup>  
Erick Santos <sup>(2)</sup>

### ABSTRACT

**This paper focuses on high-temperature tribotests of nanostructured Al–Cr-based oxynitride and oxide coatings. Pin-on-disk tribological tests were performed at temperatures in between room temperature and 800 °C, and the results compared to a conventional AlTiN coating. The AlCrN and AlCrON coatings showed good to acceptable wear resistance up to 600 °C while at 800 °C, both coating types failed. Imaging and chemical analysis of the high-temperature wear tracks allowed for explaining the differences in the wear mechanisms.**

**Key words — High-temperature wear, oxide, oxynitride, tribometer, PVD coatings**

### 1. INTRODUCTION

The new generation of hard coatings for cutting tools for modern machining and drilling applications shows excellent wear and abrasion resistance even at high temperatures and in harsh environment [1]. These coatings, based often on AlTiN, are finding their way into many demanding applications. The coatings have very high hardness (up to 35 GPa) and Young's modulus (up to ~500GPa). Before putting these coatings in real life conditions, their wear and abrasion resistance as well as their hardness and adhesion must be measured. There is a number of tests that simulate the real working conditions which are crucial for end-user.

However, one of the first steps in development of these coatings is standardized pin-on-disk testing because it offers well defined environment and controlled testing conditions (applied load, rotating speed, number of laps, etc.). The pin-on-disk (Fig. 1) tests have been an indispensable part of research and development of many hard and protective coatings in the past.

<sup>(1)</sup> Dr., Anton Paar, Switzerland, jiri.nohava@anton-paar.com

<sup>(2)</sup> Me.; Anton Paar, Brazil, erick.santos@anton-paar.com





**Figure 1:** Anton Paar pin-on-disk tribometer fortesting up to 400°C.

The new generation of extremely wear and abrasion resistant coatings, however, shows such high wear resistance that the common pin-on-disk tribological tests result in extremely low or almost non-measurable wear. For efficient tribological testing and determination of wear resistance of the new hard coatings it is therefore crucial to establish a valid set of room temperature and high-temperature wear test parameters.

This work will demonstrate the utility of the Anton Paar High temperature tribometer for tribological testing of new types of hard coatings. The measurements were done on AlTiN, nanostructured AlCr-based nitride coating and oxynitride coating. All the coatings were deposited using an industrial rotating cathodes arc PVD process on cemented carbide (WC-Co) coupons with 50 mm diameter and 10 mm thickness [2]. The nitrogen in the coating was progressively substituted by oxygen up to 99 at.% to create oxynitride structure in order to avoid oxidation of the coatings at high temperatures. This new type of oxynitride hard coatings is known to withstand extremely high temperatures in dry milling and turning of high-strength materials while at the same time maintaining high wear resistance. However, characterization of their wear resistance by the common tribological tests had proven to be very difficult and new testing procedures therefore had to be established.

The Anton Paar THT 800 High Temperature Pin-on-Disk Tester was used in preliminary test in order to obtain a valid set of parameters resulting in measurable wear of the coatings. The same instrument was then used for systematic characterization of wear resistance of these new, extremely wear resistant coatings.

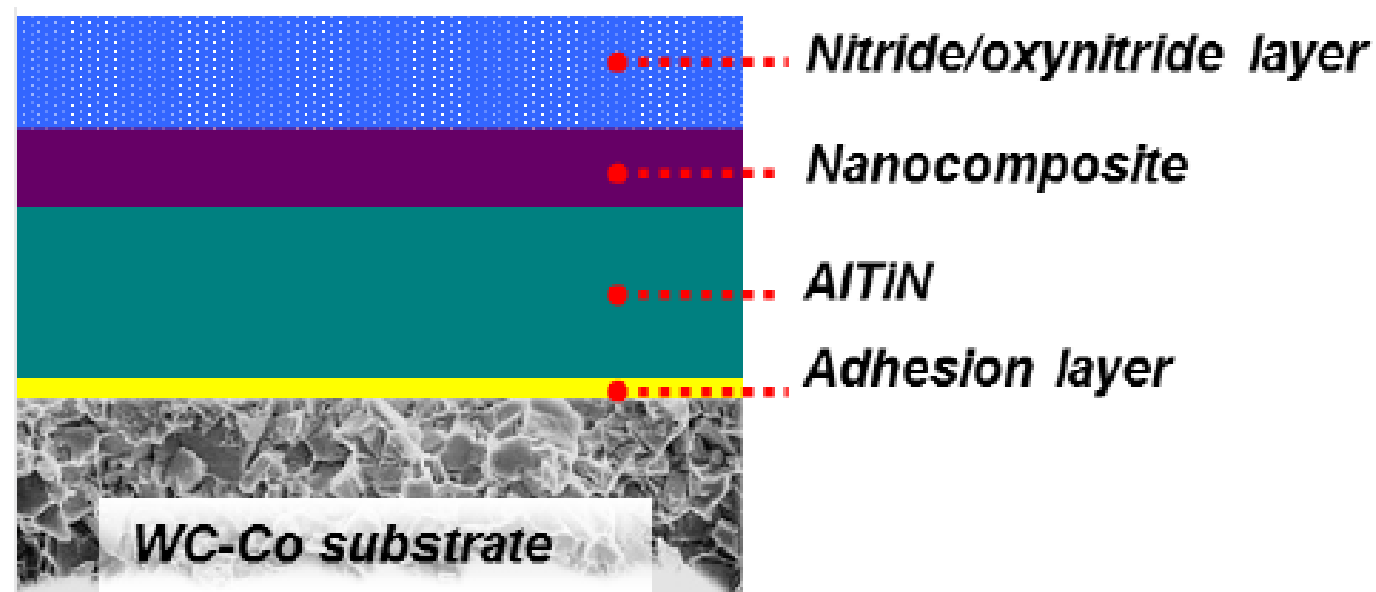
The pin-on-disk tests with up to ~4 hours in duration were performed at temperatures up to 800°C and subsequent analyses were used for quantification of the wear resistance of the coatings. The Anton Paar THT800 (and also THT1000 reaching 1000°C) pin-on-disk tribometers are equipped an automatic arm which allows automatic start of measurement when the test temperature is attained. The tangential (frictional) force is measured using a double LVDT sensor on each side of the automatic arm so that the effect of temperature on the tangential force measurement is eliminated. The tribometer is efficiently cooled with water containing closed loop independent cooling circuit. The system has several safety features to ensure flawless function among others safety against overheating and cooling circuit malfunction.

## 2. MATERIALS AND PIN-ON-DISK TRIBOLOGICAL TEST PARAMETERS

The protective coatings were deposited using p Technology: LARC® Lateral- and CERC® Central Rotating Arc Cathodes in a deposition system developed by Platit AG (Selzach, Switzerland). The nitride and oxynitride coatings were deposited in N<sub>2</sub>/O<sub>2</sub> atmosphere and bias voltage from -30 V

to -100 V using medium frequency. The deposition was done at 550°C on cemented carbide coupons with diameter of 50 mm and thickness 10 mm.

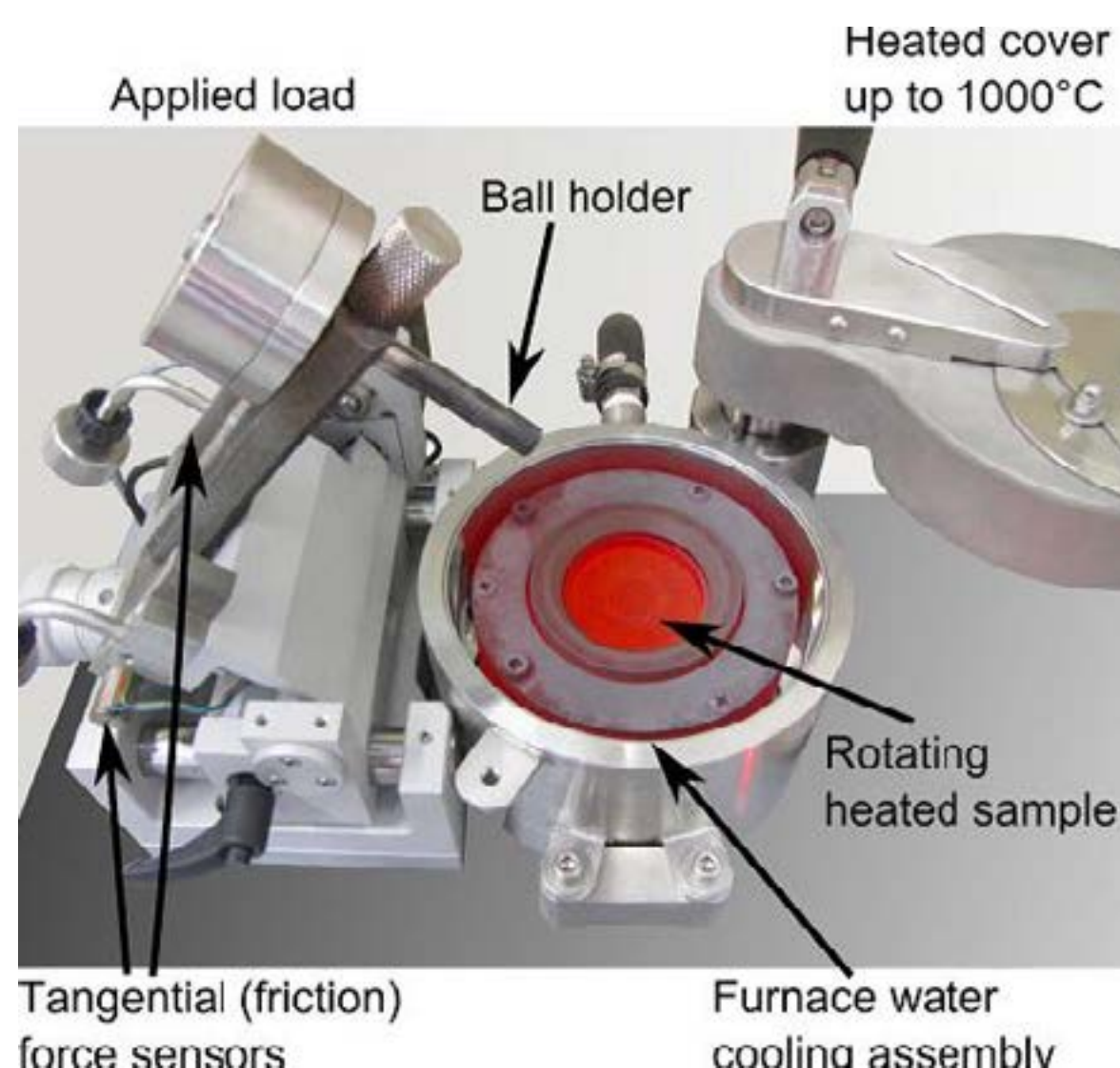
The multilayer (Fig. 2) was composed of adhesion layer, buffer layer(s) and functional coating. The functional (top) layer, crucial for wear properties, was AlTiN coating, AlCrN nitride coating and AlCrON oxynitride coating. The thickness of the whole coating system was ~5 µm.



**Figure 2:** The protective layer structure of the tested coatings.

The pin-on-disk tribological tests were done on Anton Paar THT800 pin-on-disk tribometer (Fig. 3) at temperatures of 24°C (room temperature), 600°C and 800°C. The preliminary tests showed that use of normal load of 7 N (10 N for 24°C tests), alumina ball with 6 mm diameter as a counterbody and linear velocity of 20 cm/s lead to measurable wear on most of the coatings. The wear track on the sample as well as the worn cup on the alumina ball were inspected in optical microscope in order to observe the morphology of the wear track and to measure the diameter of the worn cup on the alumina ball.

The duration of the tribological tests was 32.000 laps for the less wear resistant coatings and up to 40.000 laps for more wear resistant coatings. Depending on the radius of the wear track the test resulted in total duration between ~120 minutes and ~240 minutes. Long duration of the pin-on-disk tests was necessary to model as closely as possible the duration of real milling/cutting times. The performance of the high temperature tribometer which can easily withstand such high temperatures for very long time was therefore crucial for these measurements.



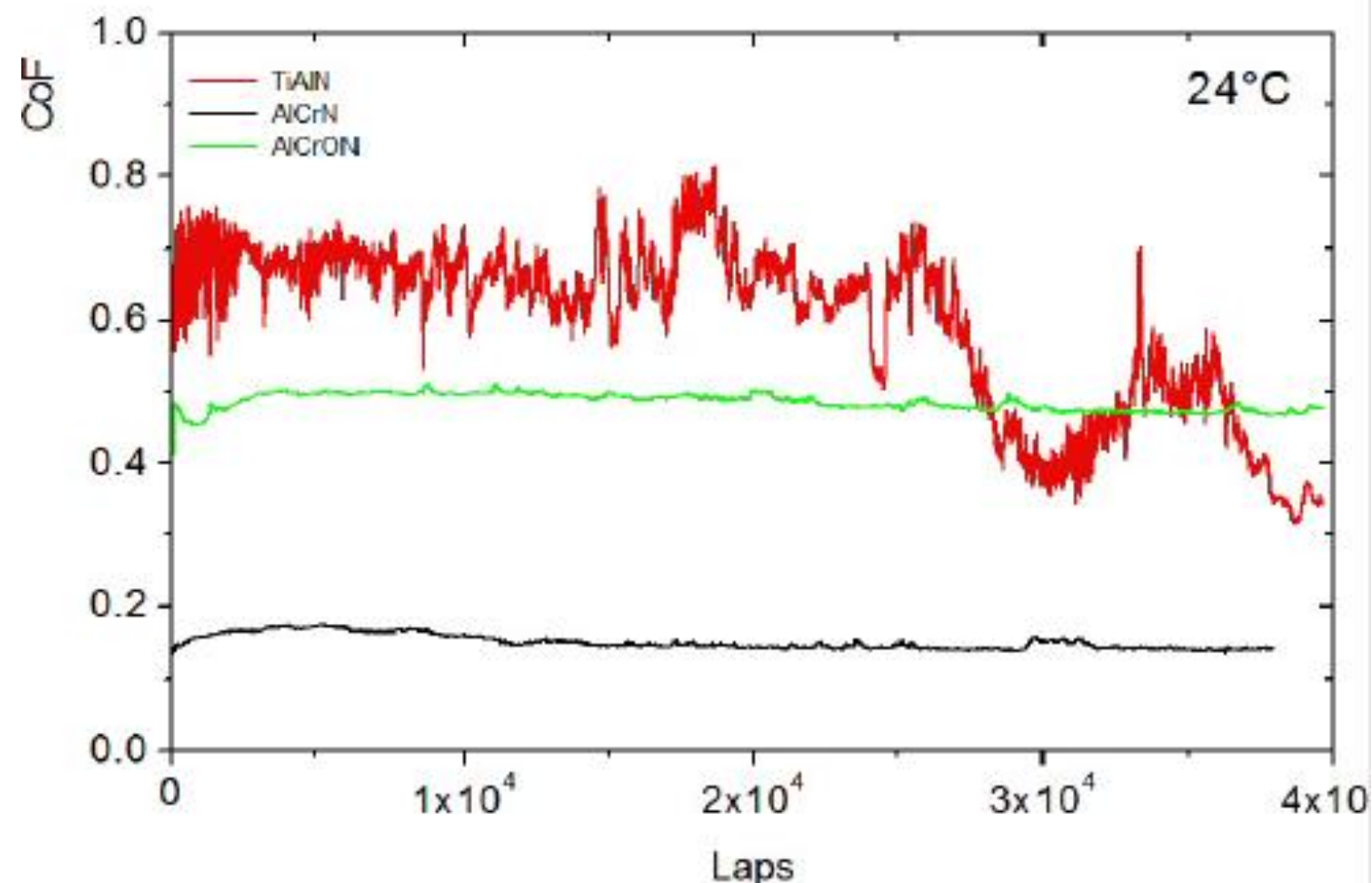
**Figure 3:** THT1000 Pin-on-disk Tribometer with heated sample showing the main components for load application and tangential force measurements. The upper heater is used to quickly reach the maximum temperature of 1000°C.



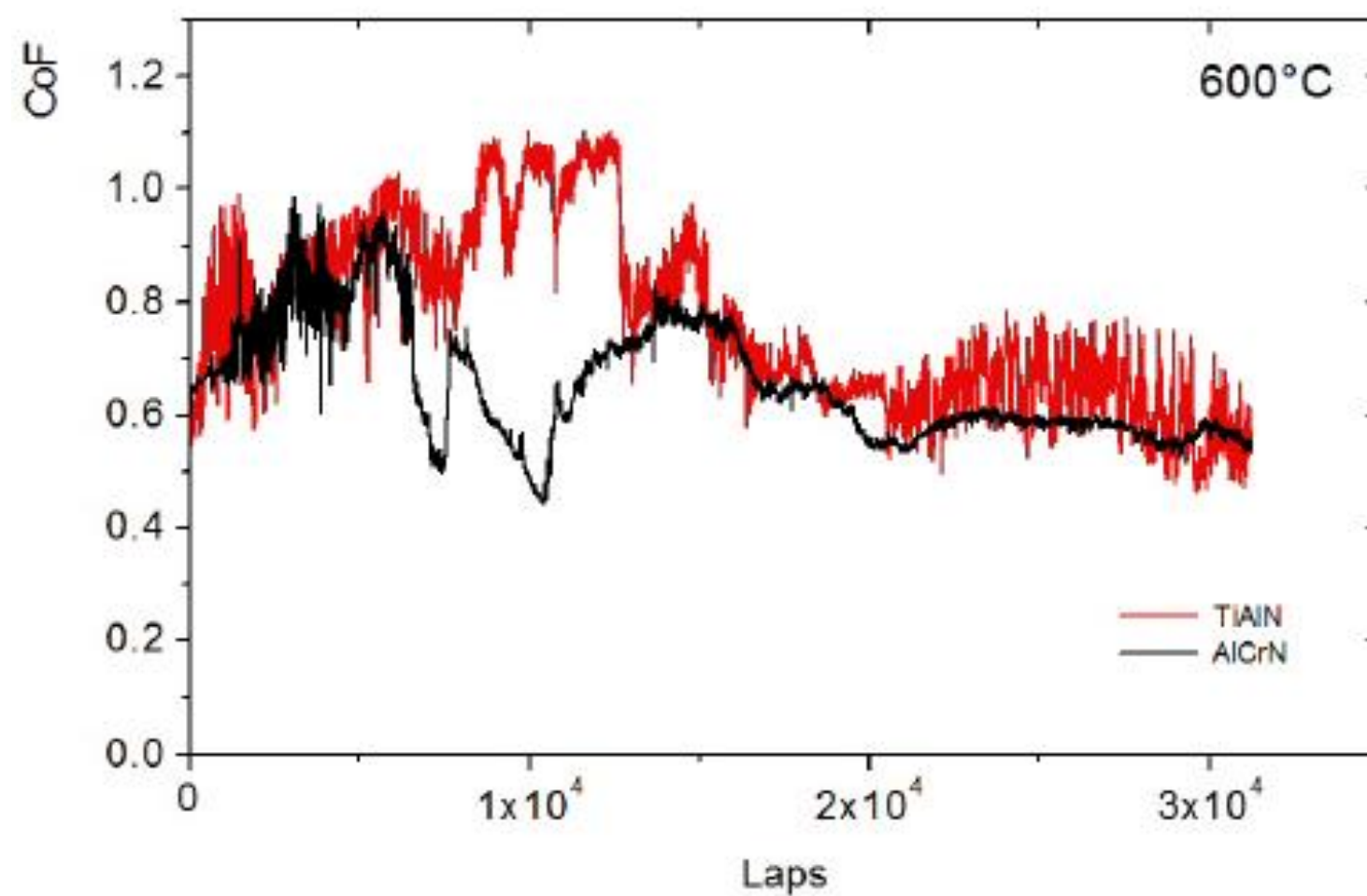
### 3. PIN-ON-DISK TRIBOLOGICAL TESTS RESULTS

#### 3.1. Coefficient of friction

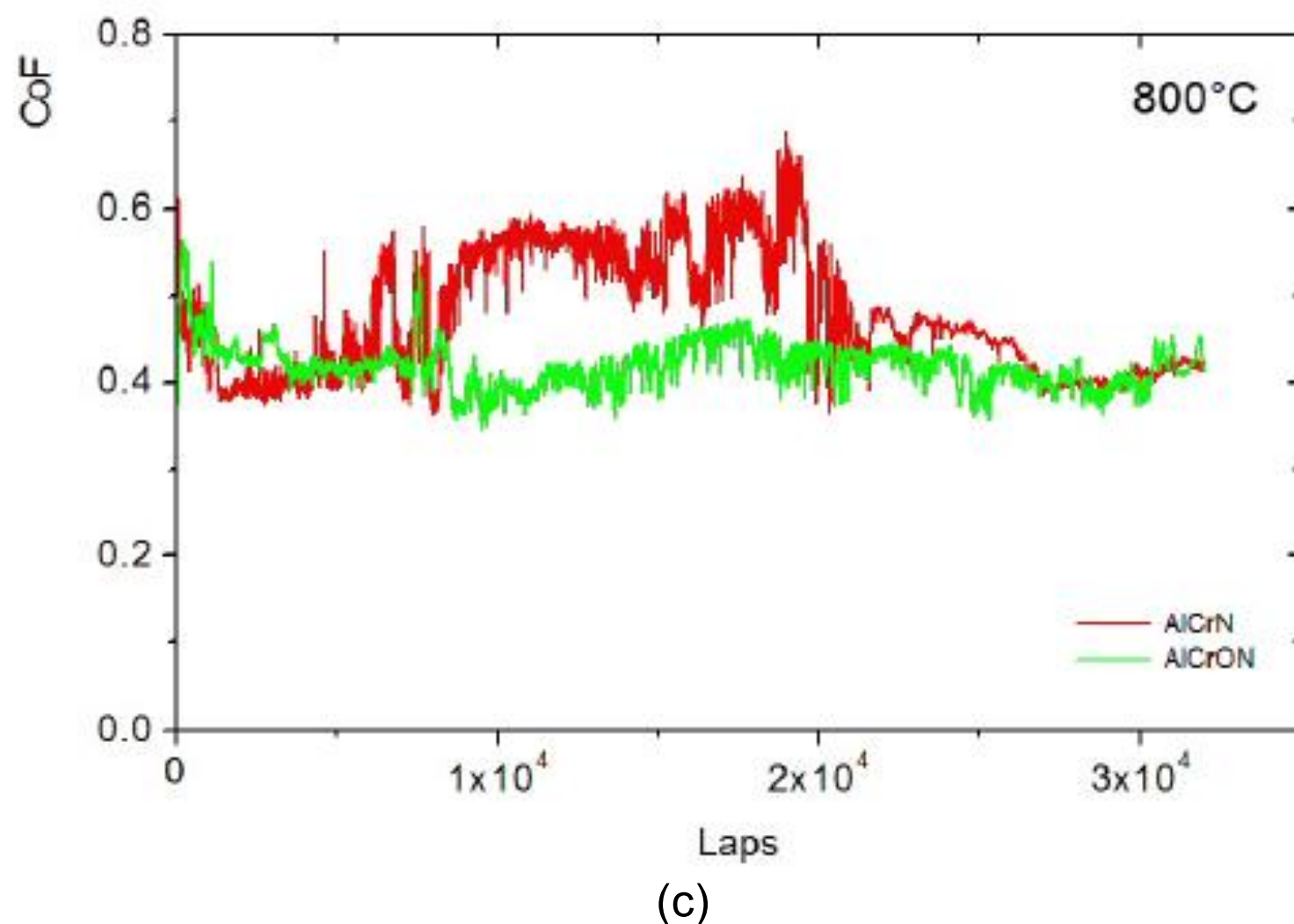
One of the main results of pin-on-disk tribological tests is the coefficient of friction (CoF). This coefficient is not only directly related to friction force occurring between the two sliding bodies but also indicates how well the bodies react to mutual contact. If the coefficient of friction is stable, both materials usually remain relatively intact and have good wear resistance. On the other hand, when the coefficient of friction is varying substantially, higher wear usually occurs. In the case of the tested coatings the CoF at room temperature was very stable for all samples whereas the variation of the CoF increased with increasing temperature for most of the samples except for the oxynitride sample.



(a)



(b)



**Figure 4:** Comparison of coefficient of friction of the tested coatings at (a) 24°C, (b) 600°C and (c) 800°C. Note large variations of the CoF for the AlTiN coating indicating severe damage while the variation of CoF of the AlCrON remains relatively low even at 800°C.

According to these results the AlTiN and AlCrN performed well at room temperature whereas the variation of the coefficient of friction of these two coatings increased at 600°C and 800°C, indicating severe damage to the coating.

The AlCrON coating performed well up to 600°C and its CoF was very stable and exhibited consistent values of CoF of ~0.5 from room temperature up to 800°C. Slight decrease of coefficient of friction at 800°C can be result of formation of protective layer or tribofilm due to contact with the counterbody at high temperature.

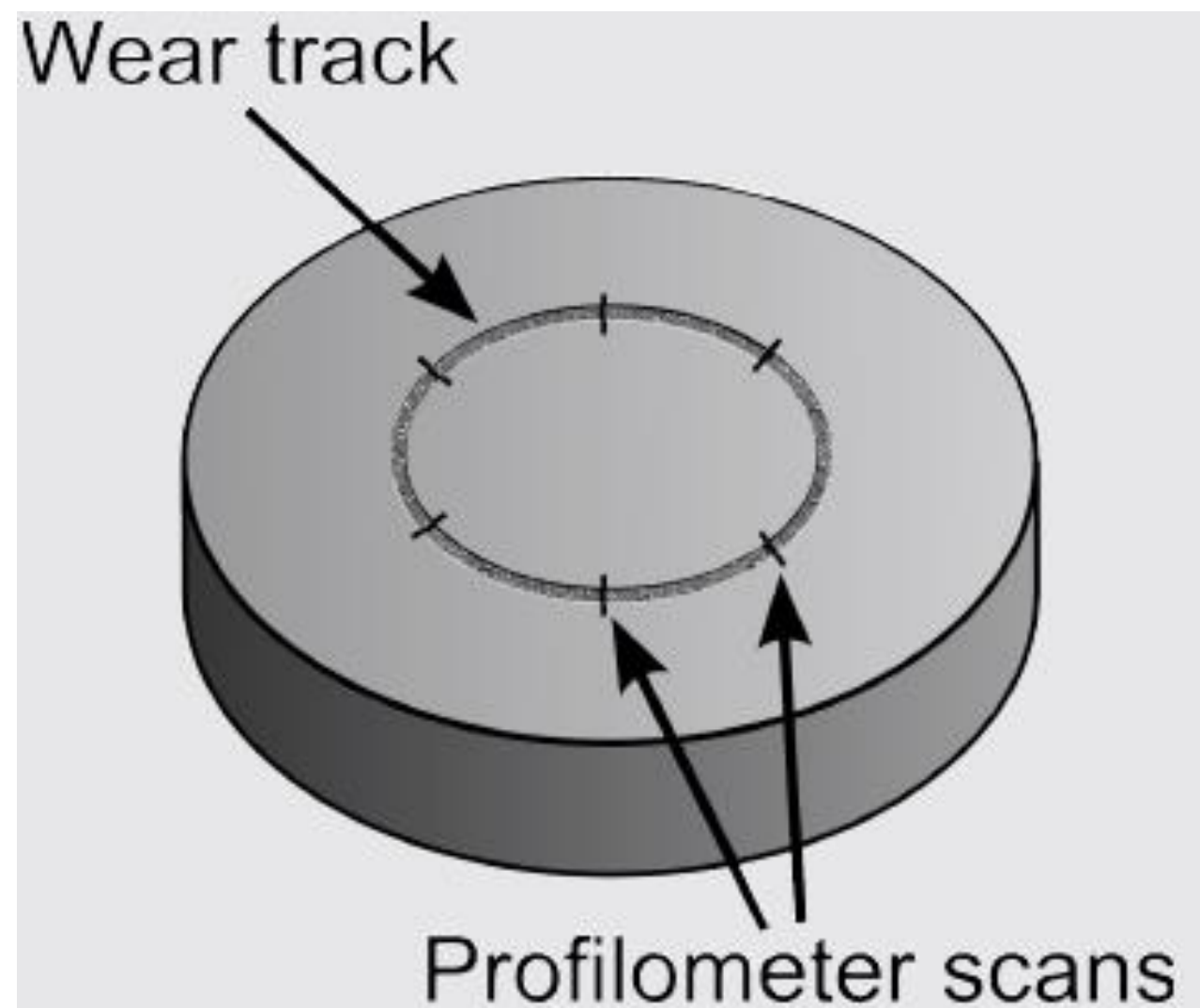
### 3.2. Wear resistance and wear rate

Wear rate is a measure of the wear resistance of the material in a pin-on-disk test. The contact of the static counterbody (alumina ball) with the rotating sample generates damage to the coating which results in material removal and wear of the coating. Wear can be quantified as volume of the material removed from the sample – this volume can be calculated for both the rotating sample and the static counterbody (alumina ball). The wear rate is defined as volume loss normalized by the applied load and test distance. The unit of wear rate is therefore  $\text{m}^3/\text{m}\cdot\text{N} = \text{m}^2/\text{N}$ . The volume of the material removed from the sample is obtained by measuring of the wear track profile by surface profilometer. We used Taylor Hobson profilometer and on each sample at least six measurements were done along the wear track (Fig. 5). The wear rate  $w$  was calculated according to Equation (1):

$$w = \frac{V}{d \cdot P} \quad (1)$$

where  $V$  is the volume of the material removed,  $d$  is the total test distance and  $P$  is applied load. In some cases material build-up can be observed: instead of (or in addition to) material removal there was accumulation of material at the surface of the sample. The corresponding measure was then named build-up rate and the same Equation (1) was used for the calculation of build-up rate with  $V$  being the volume of the accumulated material.

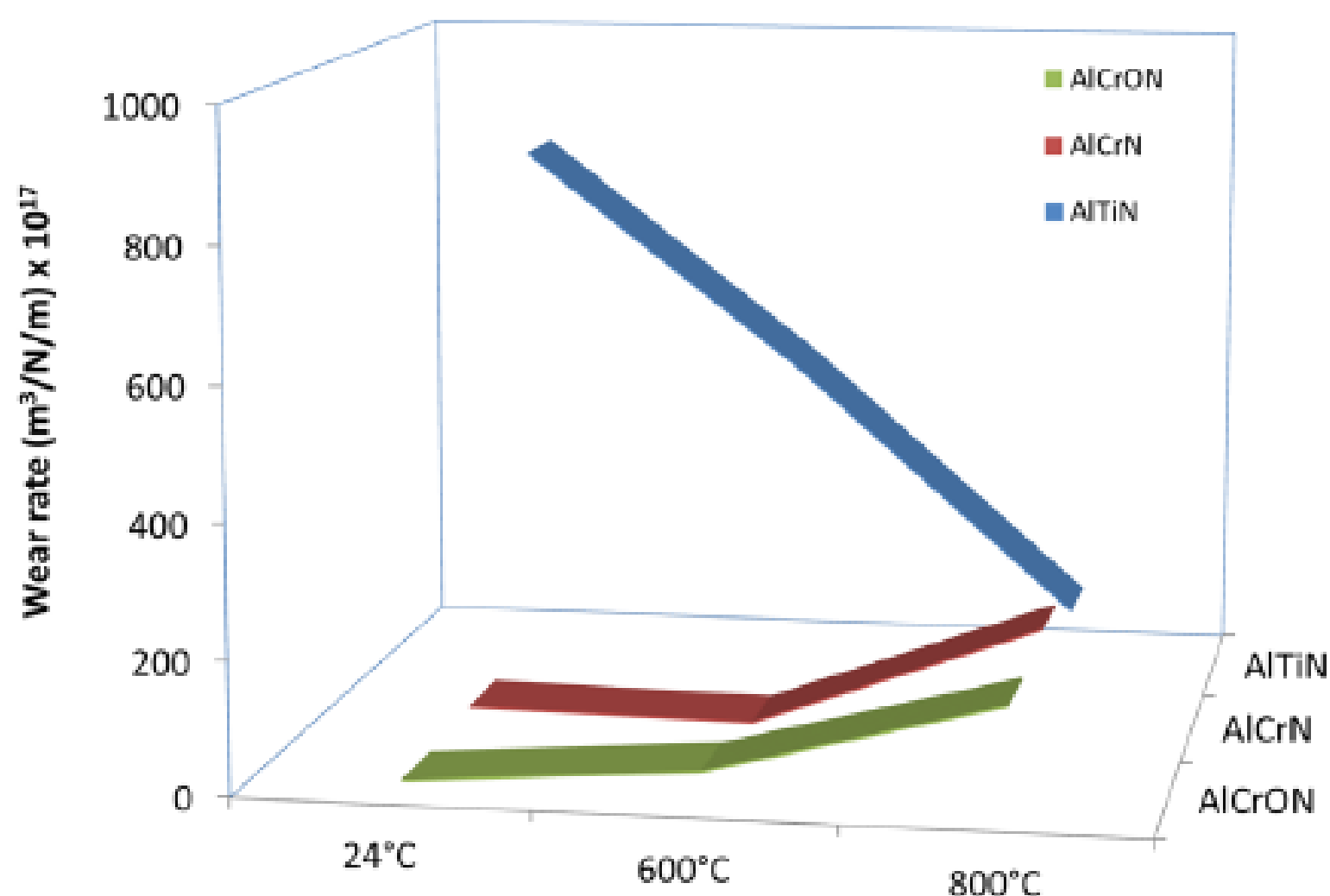




**Figure 5:** Schematic illustration of the wear track and surface profilometer measurements (scans).

The wear rate at room temperature was non-measurable for all coatings except the AlTiN coating. This was also related to low variation of CoF of all coatings except for the AlTiN coating.

At 600°C however, AlTiN showed high wear rate and also the AlCrN coating exhibited higher wear rate than at room temperature. Wear rate of the AlCrON at 600°C was still very low. At 800°C however, both AlTiN, AlCrN showed severe damage. Only the AlCrON coating remained at 800°C relatively intact with low level of wear.



**Figure 6:** Comparison of wear rates at 24°C, 600°C and 800°C for the three tested coatings.

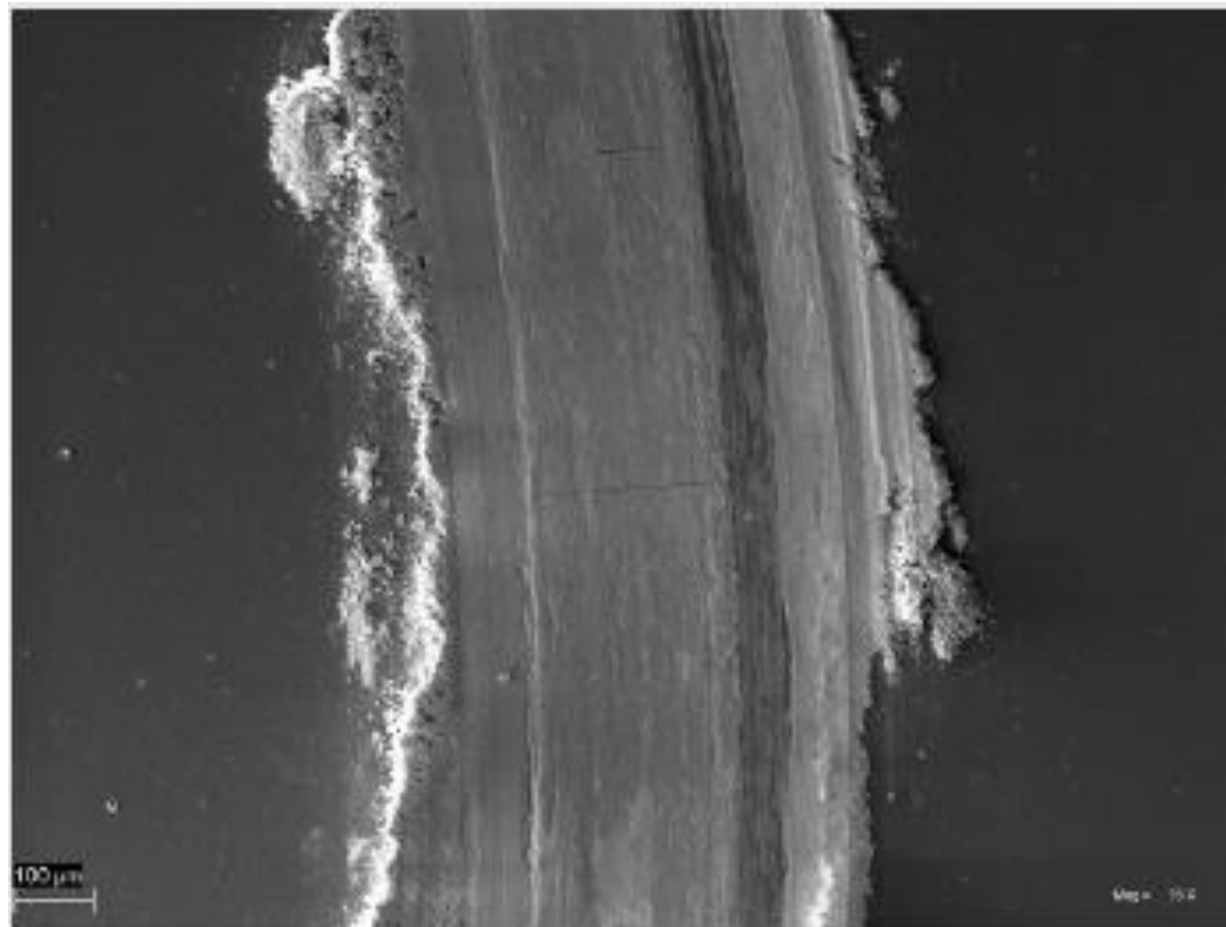
The AlTiN coating showed lower wear rate at 800°C than at 600°C and at room temperature (Fig. 6). The wear track profiles in some areas on the AlTiN and AlCrN coatings at 800°C also did not show typical wear scare profile but rather quite large material build-up. Figure 6 shows relatively low wear rate of the AlTiN coating at 800°C; however, the build-up rate on this coating was very high. The low wear rate (i.e. only shallow wear track) and high build-up rate (i.e. large build-up) at 800°C on AlTiN sample was subject to further studies by scanning electron microscope (SEM), X-Ray Energy Dispersive Analysis (EDX).



**Figure 7:** Image of the wear track on the TiAlN coating after the 24°C and 600°C tests. Note area with extensive damage to the coating where oxidation of the substrate occurred.

These methods were used on sample AlTiN after the high temperature (800°C) tests to elucidate the wear behavior with low wear rate and high build-up rate.

After a series of observation of the surface of the wear track of this sample in the SEM it was concluded that the coating failed mainly due to cohesive fracture and coating delamination ( Fig. 8). This resulted in exposition of the substrate and in oxidation of the Co component in the WC-Co substrate material. The growth of the Co oxide then led to the formation of the build-up in the wear track (see Figs. 7 and 8). EDX analysis also confirmed the presence of the Co oxide in the wear track. The apparently low wear rate values as calculated from the surface profilometer measurements were therefore due to oxidation of the substrate. The build-up rate was the highest on the TiAlN coating at 600°C and 800°C.



**Figure 8:** Wear track on the AlTiN coating after the 800°C pin-on-disk tests.

The newly developed AlCrON coating, on the other hand, showed only minor wear with very little traces of interaction with the alumina counterpart at 600°C and 800°C. The SEM observation of the wear track on the AlCrON oxynitride coating revealed little damage to the coating (and to the alumina ball as well). The EDX analysis in the wear track did not show any traces of the elements from the underlying materials confirming very good integrity and wear resistance of this type of oxynitride coating.



### 3.3. Ball wear

In most of the pin-on-disk measurements it is convenient to quantify also the wear of the static partner. In our case the static partner was alumina ball with 6 mm diameter; the wear rate of this ball was calculated as the volume of the removed cap, normalized by distance and applied load. The wear rate of the ball was increased with increasing temperature for the AlTiN and AlCrN while it remained very low for the AlCrON coating. This result is in very good agreement with the wear rate (and build-up) rates of the coatings and it confirms that the AlCrON coating has very good wear resistance.

## 4. CONCLUSIONS

This paper presents an application of high temperature pin-on-disk tribometer for characterization of new types of hard coatings designed for use at high temperatures. The THT800 tribometer is particularly suitable for establishing a set of testing parameters enabling to rank the AlCrON coating together with other types of coatings. Thanks to the dual LVDT tangential force measurement and the robust construction of the instrument the coefficient of friction could reliably be measured even during experiments with more than four hours in duration. The tests confirmed very good wear resistant properties and oxidation resistance of the AlCrON coating at temperatures up to 800°C.

## 5. REFERENCES

- [1] HOLMBERG, K., MATTHEWS, A., RONKAINEN, H. *Coatings tribology-contact mechanisms and surface design*. Tribology International, 1998, 31 (1-3), 107-120.
- [2] NAJAFI, H., KARIM, A., DESSARZIN, P., MORSTEIN, M. *Correlation between anionic substitution and structural properties in AlCr(OxN<sub>1-x</sub>) coatings deposited by lateral rotating cathode arc PVD*. Thin Solid Films, 2011, 520, 1597-1602.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## ANÁLISE TRIBOLÓGICA DE REVESTIMENTO DLC APLICADO SOBRE AÇO FERRAMENTA PARA CONFORMAÇÃO A FRIO

Matheus A. H. Sumny <sup>(1)</sup>  
Carlos Pérez Bergmann <sup>(2)</sup>

### RESUMO

A redução de custos de processos de produção imposta pelo desenvolvimento industrial, somado ao aumento da competitividade baseado na qualidade e a necessidade de implementação de práticas ecologicamente corretas, trouxe uma nova perspectiva de avanços na pesquisa sobre tribossistemas. A engenharia de superfície tem sido empregada como um método econômico alternativo para melhorar as propriedades tribológicas das ferramentas, como na diminuição do atrito e no aumento da resistência mecânica, necessários para suportar condições extremas de carregamentos e de velocidades relativas entre matriz e material de forjamento a frio, que levam a um estado de lubrificação limítrofe ou de contato direto sólido-sólido. Assim, este trabalho busca otimizar o tribossistema entre ferramenta e material de trabalho através da modificação das propriedades superficiais do aço para ferramentas de forjamento a frio VWM2. Foram depositados filmes finos baseados em carbono (*DLC*) por *sputtering* sobre aço (M2) para trabalho a frio, utilizados a fim de minimizar os efeitos das perdas de produção devido a paradas para troca e manutenção das ferramentas, além dos dispendiosos gastos com lubrificação por fosfato e sabão e descarte de seus resíduos de produção. Na análise tribológica comparativa deste trabalho, caracterizou-se comparativamente as microdurezas, a composição química, e qualitativamente quanto ao perfil topográfico e adesão ao substrato do revestimento. Avaliou-se o atrito e os mecanismos de desgaste presentes em ensaios de pino-no-disco e, após, suas trilhas foram analisadas por interferometria óptica e microscopia. Os resultados indicam que a abordagem sugerida pode ser satisfatória para otimização dos tradicionais tribossistemas utilizados na de conformação, atuando ao diminuir o atrito e, portanto, apto a ser testado em escala industrial em trabalhos futuros.

**Key words — Cold forging, DLC, microstructure, pin on disc, friction.**

<sup>(1)</sup> Engenheiro de materiais – PPGE3M, UFRGS; Analista de PD&I – Viemar Indústria e Comércio LTDA. Brasil. [eng.matheus.sumny@gmail.com](mailto:eng.matheus.sumny@gmail.com)

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Eng. – LACER; PPGE3M; UFRGS, Brasil.

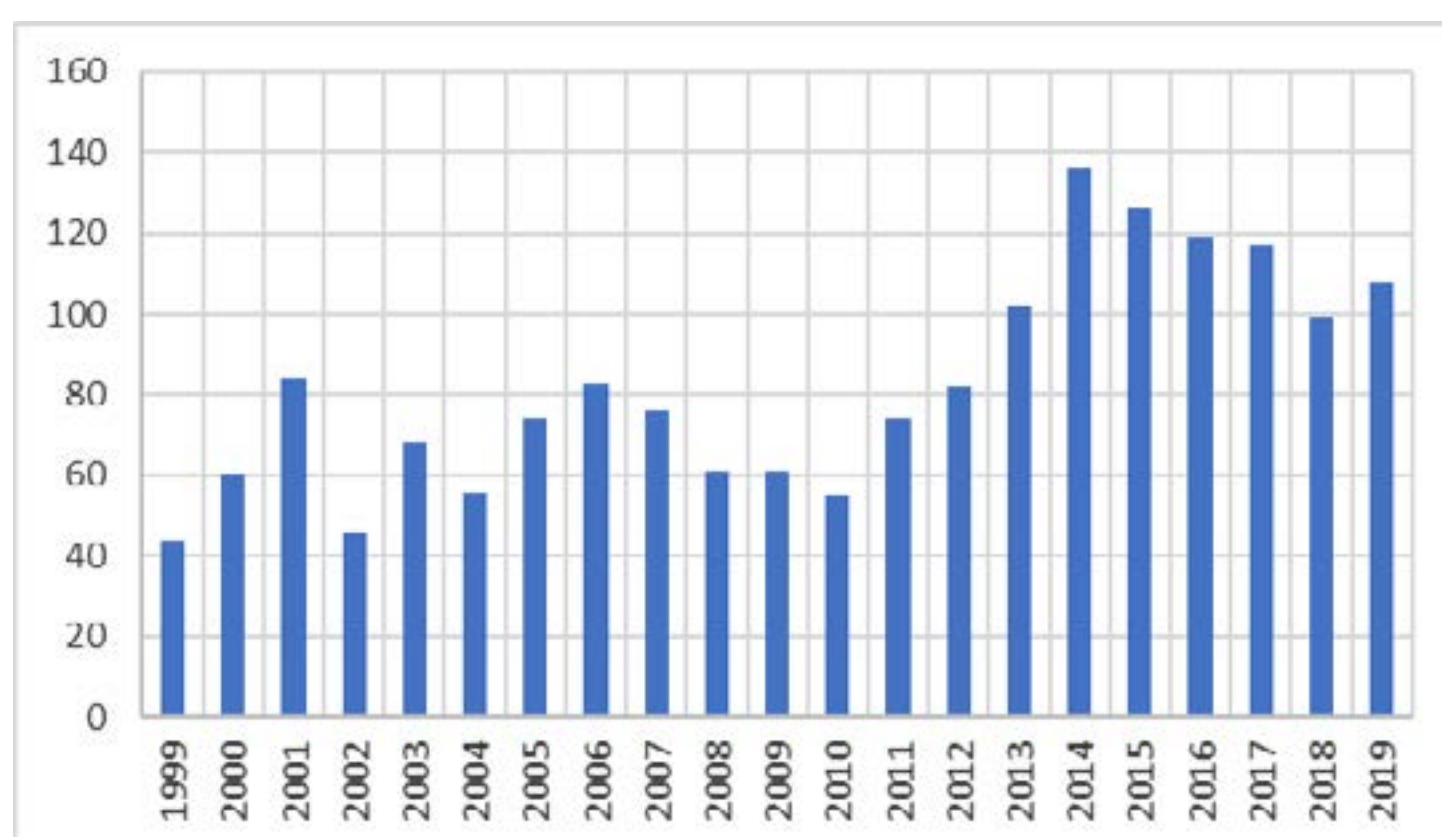


## 1. INTRODUÇÃO

A necessidade de redução de custos de processos de produção imposto pelo desenvolvimento industrial somado ao aumento da competitividade baseado na qualidade e a necessidade de implementação de práticas ecologicamente corretas, motiva uma nova perspectiva nos avanços na pesquisa sobre tribossistemas que atuem minimizando o consumo de energia, o efeito do desgaste, manutenção e paradas inesperadas por falhas de ferramentas em processos industriais. Dentre estes processos de produção está o forjamento a frio, que é responsável pela fabricação em massa de, geralmente, peças de maior precisão dimensional e acabamento superficial e reduz operações subsequentes de fabricação chegando-se a níveis de produtos acabados. Caracterizam-se como operações de conformação plástica do material de trabalho através da aplicação de energia mecânica por uma matriz. É realizado a temperatura ambiente e sempre acompanhado do encruamento do metal – o aumento na resistência mecânica de acordo com o grau de deformação que produz componentes com elevada resistência a fadiga e tenacidade, devido às tensões residuais compressivas inerentes ao processo [1].

Apesar dos amplos benefícios, o forjamento a frio somente se tornou economicamente viável a partir do uso de um pré-tratamento no material de trabalho, ou *blank*, ao contornar o problema do atrito, inerente ao contato deste com a ferramenta, a partir da velocidade relativa entre a ferramenta e material de trabalho. Entre processos prévios, geralmente uma camada de conversão de fosfato metálico é utilizado para ancoragem de um lubrificante na superfície do *blank*. Lubrificantes e seus aditivos se tornam quase indispensáveis para altas taxas de produção com um baixo consumo de energia e desgaste de ferramentas. Normalmente são empregados sabões a base de estearato, com ou sem reação, óleos minerais, lubrificantes sólidos (grafite e MoS<sub>2</sub>) além de polímeros [2]. Estes são responsáveis por consumir uma considerável porção de energia e gera altos volumes de efluentes líquidos e resíduos não inertes.

A tribologia é parte fundamental nos projetos de sistemas de forjamento de metais devido a sua influência nos parâmetros que definem a qualidade dos produtos, capacidade dos equipamentos e vida útil das ferramentas, por exemplo. A engenharia de superfície tem sido empregada como um método econômico alternativo para melhorar as propriedades tribológicas de materiais convencionais e especificamente elevar o desempenho de ferramentas de conformação mecânica [3]. A motivação deste trabalho está inserida neste contexto e através do estudo da tribologia envolvida nas operações de forjamento por ensaios em escala laboratorial e análise da aplicabilidade em escala industrial. Diversos autores nos últimos 20 anos se propuseram a pesquisar sobre desgaste em ferramentas de conformação a frio, como demonstra a Figura 1 sobre o número de publicações nos últimos 20 anos [4].



**Figura 1:** Número de publicações da palavra-chave “wear tools cold forging” na página Science Direct [4], nos últimos 20 anos.

Os filmes finos depositados nas ferramentas por processos como os de deposição física vapor (PVD), deposição química vapor (CVD), sputtering catódico e deposição química vapor assistido por plasma (PACVD), tornaram-se mais visíveis devido às suas promissoras propriedades mecânicas,

físicas e químicas, tornando-as úteis numa ampla gama de temperaturas, cargas mecânicas, condições ambientais e promovem o aumento da vida útil [3]. Seu fim, por desgaste, é causado majoritariamente por 4 mecanismos que atuam simultaneamente: adesão, abrasão, fadiga superficial e triboquímica. A adesão depende da afinidade química entre os materiais e da área de contato íntimo entre os materiais de superfície, relacionado diretamente com seu módulo de elasticidade. O contato íntimo entre as superfícies em deslizamento soldam as superfícies e resultam no arrancamento do metal mais macio que é ejetado para fora ou atua como uma terceira parte abrasiva no tribossistema, os *debris*, atua aumentando a energia livre do sistema ao provocar sulcamentos na superfície da ferramenta, causando sua diminuição da vida útil ao alternar a tensão superficial no processo, podendo causar fadiga superficial, iniciação e crescimento de trincas até o, possível, colapso da ferramenta [5].

Já os revestimentos DLC são caracterizados pela sua rede desordenada de átomos de carbono com uma mistura de ligações  $sp^3$  e  $sp^2$ , de maneira amorfa. Conforme ocorre o aumento de ligações  $sp^3$ , o módulo elástico e a densidade aumentam [6]. Numa aproximação de um modelo tribológico ideal para forjamento a frio até mesmo em condições não lubrificadas, diversos autores como Rübiger et al [7] e Ghiotti e Bruschia [8]. A topografia do revestimento DLC apresenta condições de baixa rugosidade, eliminando os posteriores sulcamentos das asperezas existentes normalmente em revestimentos duros, tal qual parte de sua estrutura  $sp^3$ . Diferentes explicações da formação do microfilme formado entre as superfícies em contato, de pares tribológicos com DLC, foram apresentados, e Erdemir et al. [9] e Schouterden et al. [10] publicaram espectros Raman das superfícies e dos produtos de desgaste que indicam que ocorre uma grafitização no contato, formando um filme grafitico de baixa resistência ao cisalhamento.

Uma importante propriedade são as características mecânicas dos revestimentos que governam os processos microtribológicos, porém o material do substrato (corpo da ferramenta) tem grande influência no tribossistema como suporte a essas propriedades. Seu módulo de elasticidade (E) é uma boa medida de como o revestimento se comporta quando submetido as tensões de trabalho. Os aços ferramentas utilizados no forjamento a frio geralmente tem grande capacidade de absorver energia e resistir ao desgaste, que em operações de extrusão inversa, segundo Klocke, podem chegar a 2800 MPa de pressão de contato. [2]. Para tanto utilizam-se aços com altos teores de elemento de liga e que atinjam durezas elevadas em processos de têmpera e revenimento, como o caso dos aços rápidos da classe M. Para o critério de resistência ao desgaste dos revestimentos, ensaios tribológicos de pino-no-disco são utilizados como uma maneira de reproduzir as condições do tribossistema entre ferramenta e peça de trabalho das operações de forjamento [11]. Determina-se assim também a curva de coeficiente de atrito versus tempo ou velocidade linear ou dimensão linear da tribocamada, útil na comparação entre revestimentos.

Para fins comparativos, foram testados em ensaio de pino-no-disco duas condições superficiais: sem revestimento e revestida por DLC sobre o aço rápido VWM2 – utilizado na fabricação de ferramentas de conformação a frio. Seu par estático foi o pino de aço DIN100Cr6, para resultar em interações similares, entre aço ferramenta e aço de trabalho, a da escala industrial. Foram comparadas quanto sua dureza, adesão, rugosidade e topografia. Suas trilhas de desgaste foram comparadas qualitativamente quanto a seu perfil e analisadas quanto aos mecanismos presentes nos tribossistemas a fim de se investigar sua aplicabilidade em operações industriais de forjamento a frio.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

O revestimento selecionado para avaliação tribológica comparativa, a fim de aplicação prática em tribossistemas presentes no forjamento a frio no sentido de diminuir o atrito e desgaste de ferramentas, o revestimento multicamada CrN-DLC (amostra DLC) foi depositado sobre substrato das amostras para ensaios de pino-no-disco. Foram depositadas de acordo padrões comerciais, via *sputtering*. Os discos (amostras M2) utilizados como substrato foram feitas em aço rápido utilizado para trabalho a frio, o Villares VWM2 com dureza de 64 HRC, após beneficiamento térmico de têmpera e triplo revenimento, na condição superficial de polido espelhado, tais quais as ferramentas que atuam em extrusão inversa de copos na indústria. A composição química média do aço rápido M2 é apresentada na Tabela 1 [12].



**Tabela 1:** Composição química do aço rápido VWM2 [12], utilizado como material do substrato dos discos para deposição dos revestimentos e ensaios de desgaste.

Elemento	C	Cr	Mo	W	V	Fe
Composição (%)	0,89	4,20	4,90	6,20	1,80	Balanço

A Figura 2 demonstra os corpos de prova utilizados na análise comparativa. A esquerda a aparência polida espelhada do aço VWM2 – amostra M2; e a direita o DLC, com aparência igualmente polida, com sua coloração característica.



**Figura 2:** Corpos-de-prova da análise tribológica comparativa: a esquerda, o aço rápido VWM2; e a direita, o DLC depositado sobre o aço substrato.

O DLC foi utilizado como recebido do fornecedor para a realização dos ensaios. Sua composição química foi analisada por espectroscopia por energia dispersiva acoplado ao microscópio eletrônico de varredura, realizadas a partir da superfície usando uma diferença de potencial de 20 KV. A medida da microdureza, foi realizada em um microdurômetro Buehler *Micromet 2000*, empregando o método Vickers com carga de 5 N durante 10 segundos. As indentações foram feitas de topo e os resultados da microdureza Vickers são exibidos como a média correspondentes à 5 impressões realizadas em 3 corpos-de-prova.

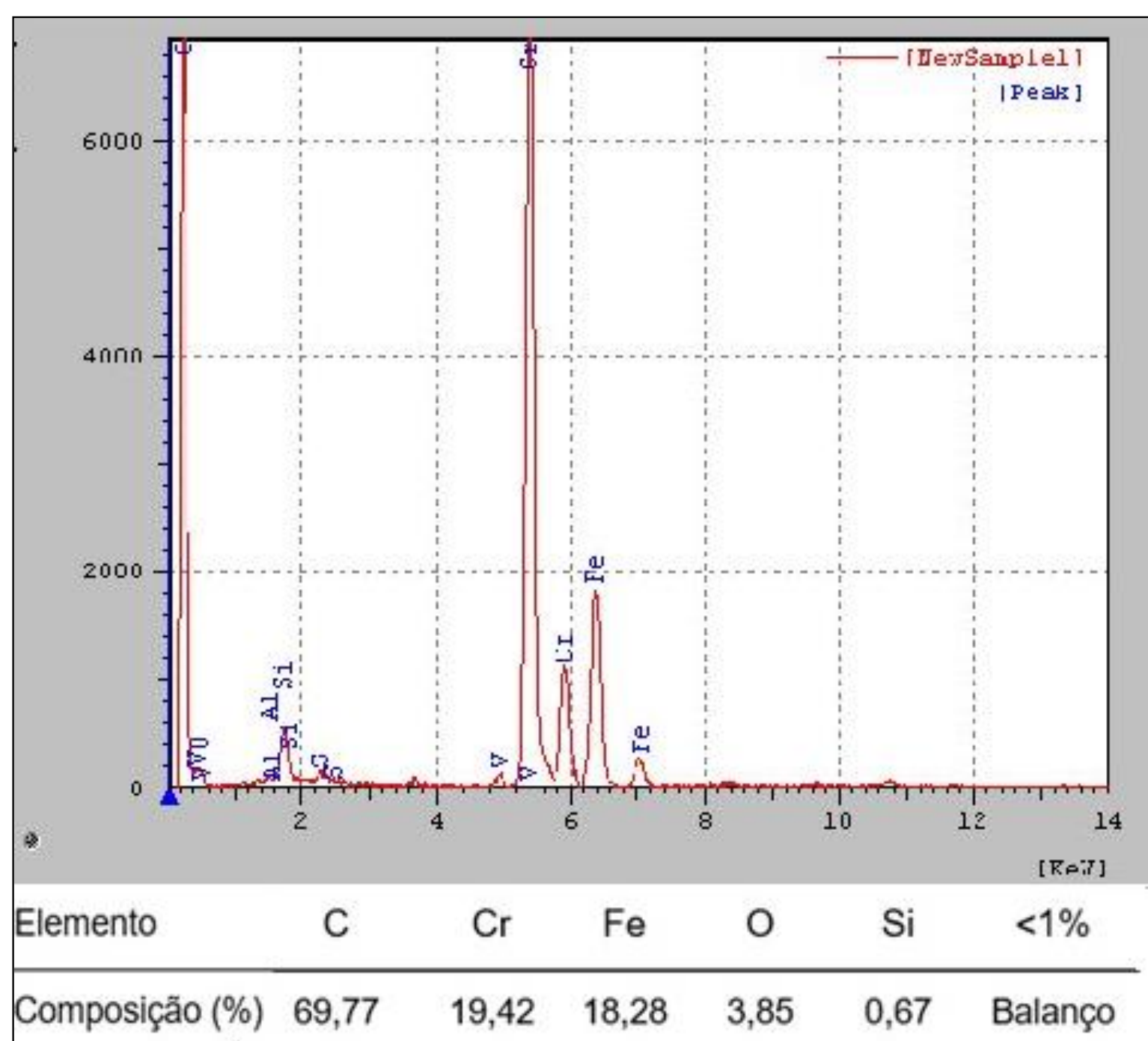
As metalografias dos corpos de prova foram feitas a partir de um corte transversal. A análise da microestrutura foi realizada através de um microscópio *Olympus BXS1M*, com uma câmera acoplada *Infinity1*. As amostras foram previamente lixadas, polidas e atacadas com uma solução de nital 3%. A espessura média foi medida por análise de imagem com auxílio do programa *ImageJ*. A adesão entre revestimento e substrato foi qualitativamente estudada a partir da norma VDI 3198, em uma indentação de 1471 N, com durômetro Rockwell C a partir topo das amostras e analisada comparativamente a quadros visuais que indicam o grau de adesão.

O ensaio tribológico para caracterização do atrito e desgaste foi realizado através de um dispositivo do tipo pino-no-disco, a partir de um tribômetro da marca *CSM Instruments*, do Laboratório de Materiais Cerâmicos (LACER) utilizando a técnica de esfera sobre disco, conforme a norma técnica ASTM G99. Foi executado em 4 dias, em que a temperatura variou de 28 a 30°C, com umidade relativa do ar entre 54 e 57%. Esse ensaio utilizou uma esfera de aço DIN 100Cr6 de 6mm de diâmetro e dureza de 803 HV (5N – 10s), com carga normal aplicada de 10N que resulta numa tensão aproximada de 1250 MPa, deslizando sobre os discos com e sem revestimento, a uma velocidade linear de 0,1 m/s, percorrendo o perímetro formado por um raio de 10 mm a partir do centro do disco, por uma distância de 200 e 500 m. Foram realizados 3 ensaios para cada distância, em 3 corpos-de-prova nas 3 diferentes condições. O coeficiente de atrito foi medido entre a esfera e a superfície da amostra, utilizando uma célula de carga própria do equipamento.

Para análise topográfica das amostras e cálculo da área média de desgaste, foi realizado através de interferometria óptica na qual se utilizou um interferômetro do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF), marca *Bruker* e modelo *ContourGT-K*. Com auxílio do programa *Vision64* – para análise metrológica, da mesma marca – foi possível obter a topografia tridimensional da trilha desgastada. Através da aplicação do filtro próprio do programa de análise da *Bruker Nano Surfaces*, o *Vision 560 u1*, pode ser medido a rugosidade e extraída a curva para o cálculo da área formada pela trilha do pino no ensaio de desgaste.

### 3.RESULTADOS

A composição química da superfície dos revestimentos pode indicar a medida de contato íntimo presente no tribossistema do forjamento, em que as partes em contato e com movimento relativo (aço e revestimento) ficam mais propensas ao desgaste adesivo a medida que se aumenta a afinidade química entre as superfícies [12]. O resultado da caracterização pode ser observado na Figura 3.



**Figura 3:** Espectrometria dispersiva de topo de uma região antes dos ensaios de desgaste e composição química quantitativa do revestimento DLC.

Tal qual esperado, o revestimento DLC apresentou picos espectrométricos dispersivos majoritariamente em massa do elemento carbono, responsável por formar as fortes ligações covalentes  $sp^3$  e  $SP^2$ , de pouca resistência à tensão de cisalhamento. A presença de elementos Cr e Fe podem ser atribuídos a efeitos de matriz do aço rápido M2, o que indica que a gota difratométrica do raio-x, nas condições de trabalho, chega ao substrato. Dependendo do ambiente do ensaio, e das condições de operação, os revestimentos DLC interagem de acordo com a presença de O, H, OH e umidade e se tem um decréscimo no seu desempenho em função de atrito [13], já que ativam mecanismos de desgaste adesivo uma vez que pode aumentar a afinidade da superfície com a contraparte.

A medida da microdureza, que expressa a comparativamente a capacidade de resistir a deformação localizada e, logo, indica se aumenta a possibilidade do revestimento formar mais ou menos platôs de contato. Também se aumentam ou diminuem a área real de contato com a carga normal, além de indicar a possibilidade de ser prover um bom suporte às altas cargas presentes no processo de forjamento a frio essencial ao rompimento dos revestimentos e vida reduzida em fadiga



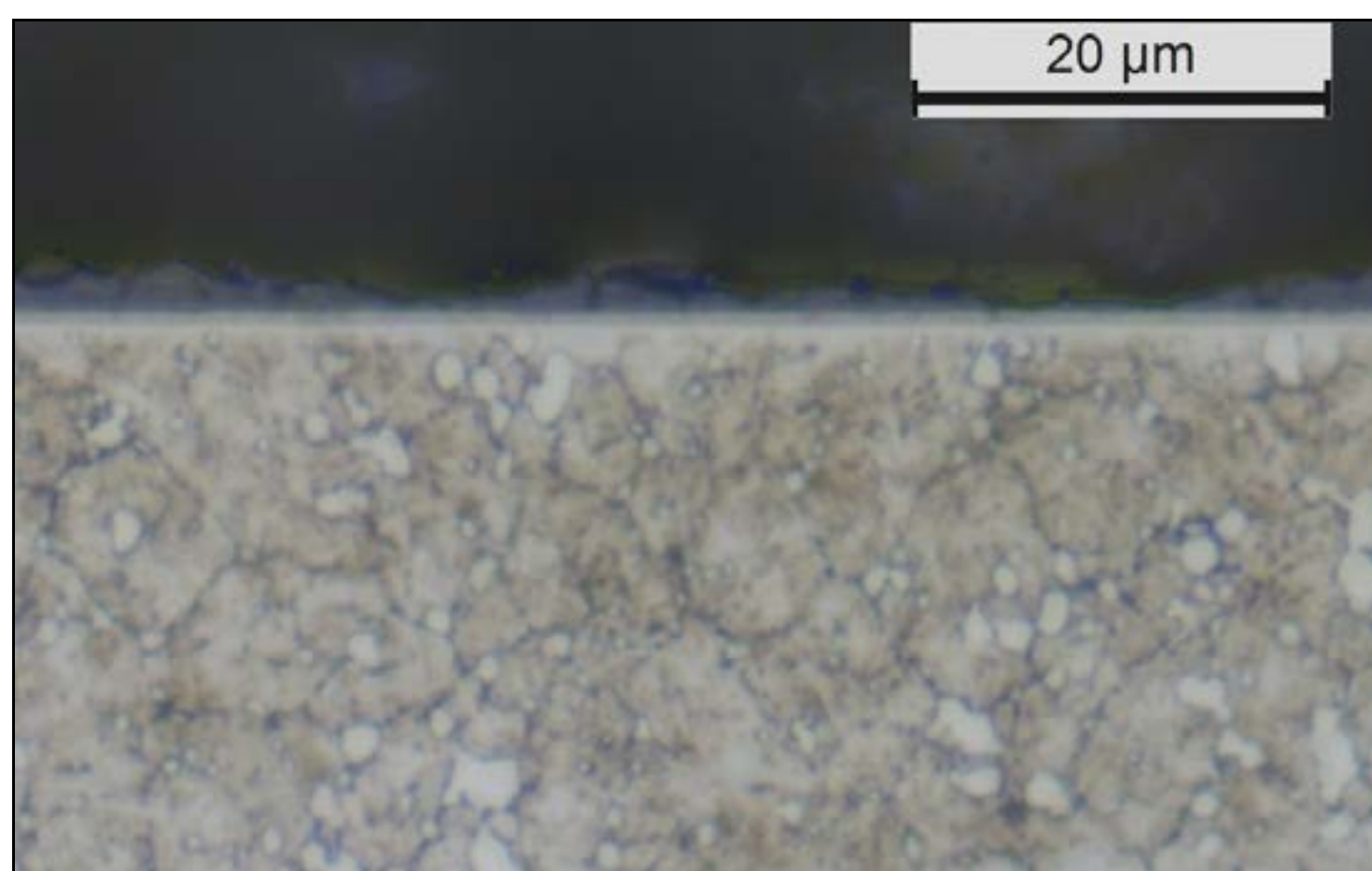
superficial. Os resultados comparativos da microdureza Vickers podem ser observados na Tabela 2.

**Tabela 2:** Resultados do teste de microdureza Vickers (5N, 10s) realizada de topo, na superfície dos corpos-de-prova sem e com revestimentos.

Amostra	M2	DLC
HV (5N)	764,3	887,0
Desvio Padrão	44,4	16,68

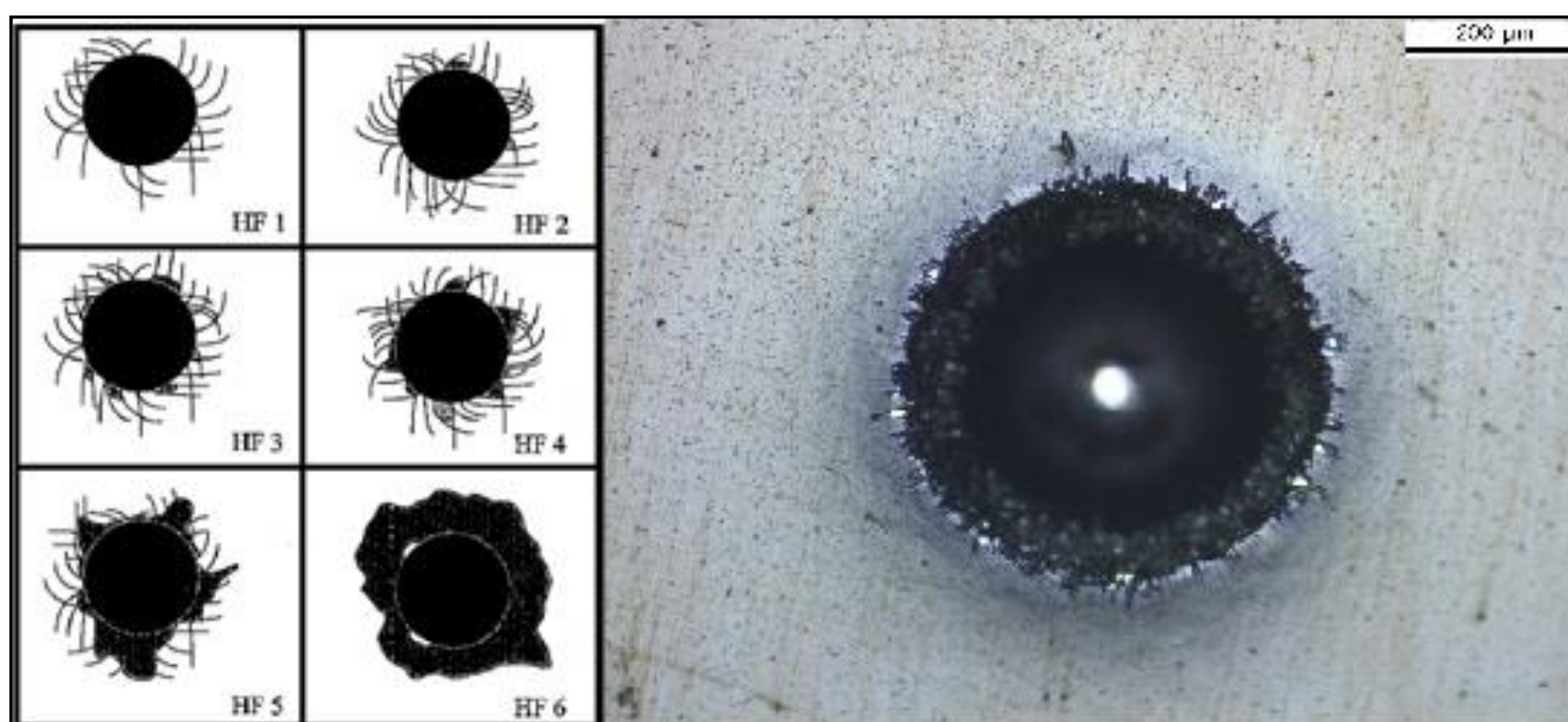
Os resultados demonstram uma maior resistência ao escoamento dos corpos-de-prova revestidos com DLC. A amostra M2 apresentou uma dureza de 764,3 HV comportando-se de acordo com o esperado como resultado do tratamento térmico aplicado. O revestimento apresentou a média de 887,0 HV, e indica que as propriedades de resistência ao desgaste da ferramenta devem ser aprimoradas uma vez que os platôs de contato entre as duas superfícies, deslizando com velocidade relativa irão apresentar menor deformação, retardando o processo de sulcamento, formação de terceiro corpo e menor contato íntimo entre as superfícies, por exemplo.

A análise da microestrutura realizado na amostra com DLC pode ser observada na Figura 4, e apresenta o material do substrato resultado do tratamento térmico supracitado, o aço M2 constituído de martensita revenida e carbonetos primários e secundários, estes homoganeamente distribuídos na matriz de aço. Por análise de imagem o revestimento apresentou espessura média de 3,7  $\mu\text{m}$  por toda área analisada.



**Figura 4:** Microestrutura do material base VWM2 consistindo em martensita revenida e carbonetos duros, primários e secundários. O DLC tem espessura média de 3,7  $\mu\text{m}$ .

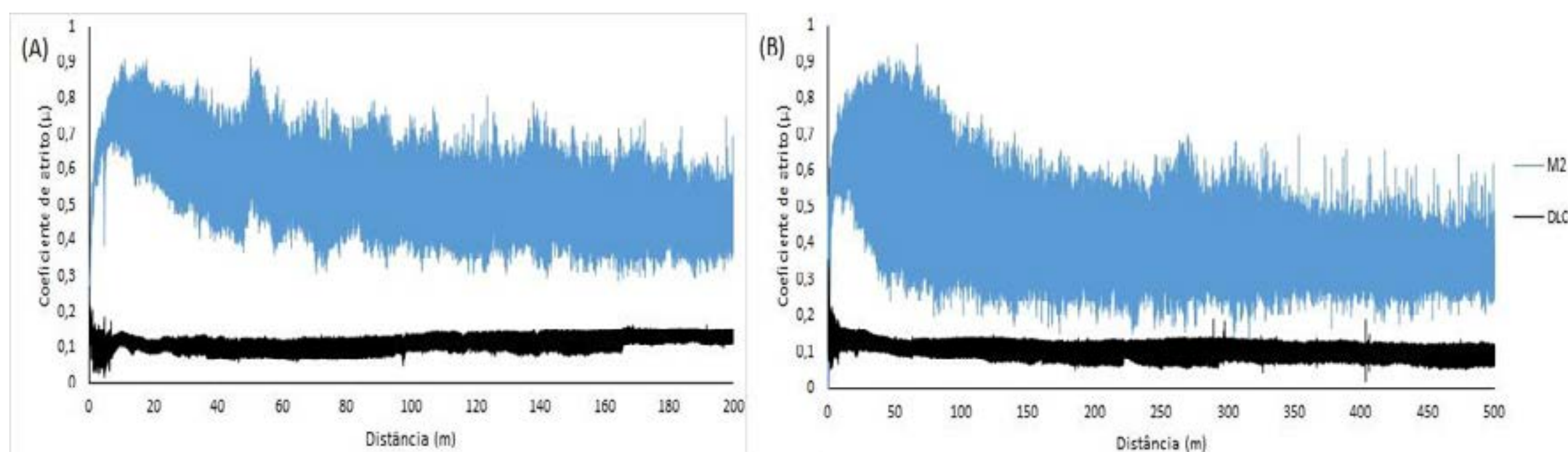
O teste de adesão por dureza Rockwell C pode ser analisado através da comparação com padrões visuais da norma VDI 3198, e são classificados em uma escala de HF1 a HF6, como pode ser visto na Figura 5. Quando o aspecto identificado variar entre HF1 e HF4 a adesão é considerada satisfatória e para padrões HF5 e HF6 a adesão não possui qualidade adequada.



**Figura 5:** Micrografia da indentação de Rockwell C no revestimento DLC, demonstrando microtrincas perpendiculares a circunferência e algum deslocamento. Aumento de 100 vezes.

Embora de aspecto qualitativo, o ensaio apresentou adesão considerada adequada HF3, com microtrincas e pequenos deslocamentos na região de deformação plástica. Como o processo de forjamento a frio de copos apresenta altas pressões de contato entre ferramenta e material de trabalho, o revestimento pode apresentar a ejeção de partículas à medida que sua vida em aplicação avance, que pode resultar em diferentes mecanismos de desgaste atuando no sentido de diminuir sua resistência ao desgaste [2].

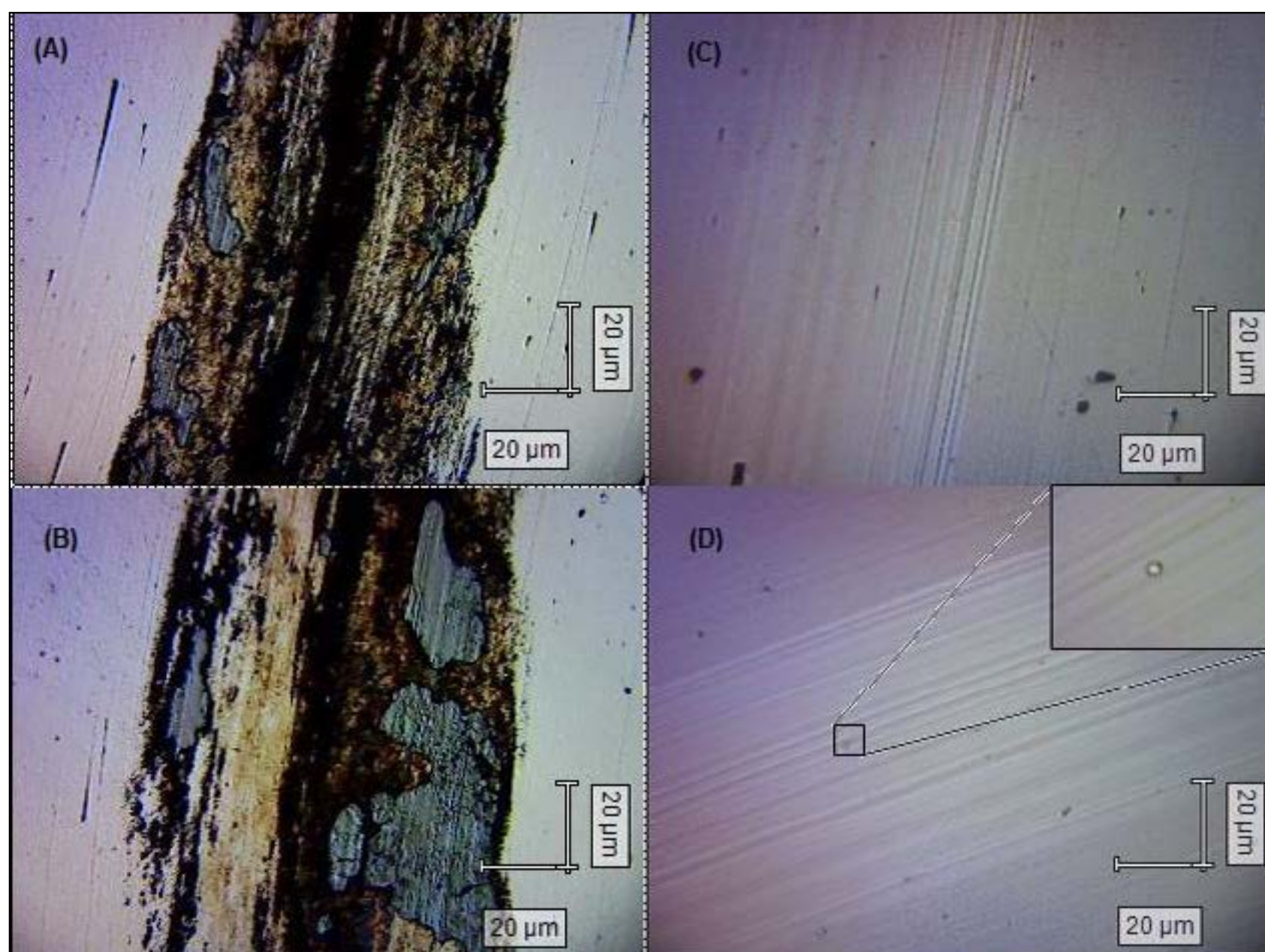
No ensaio de desgaste de pino-no-disco, o pino de aço DIN 100Cr6 foi testado com uma dureza maior que os discos de M2 e menor que os discos revestidos com DLC. A Figura 6 apresenta os resultados de coeficiente de atrito comparativa, nos ensaios de (A) 200m e (B) 500m. O atrito médio, medido, desprezando-se a fase inicial de assentamento de 50 m, com a presença do revestimento DLC diminuiu consideravelmente de 0,51 para 0,11, com desvio padrão de 0,10 e 0,02, respectivamente no ensaio de 200m; e de 0,40 para 0,10, com desvios padrão de 0,11 e 0,02, respectivamente para o ensaio de 500m.



**Figura 6:** Gráficos da distância percorrida nos ensaios de (A) 200 e (B) 500m pelo coeficiente de atrito, observa-se forte redução nos discos com DLC depositados

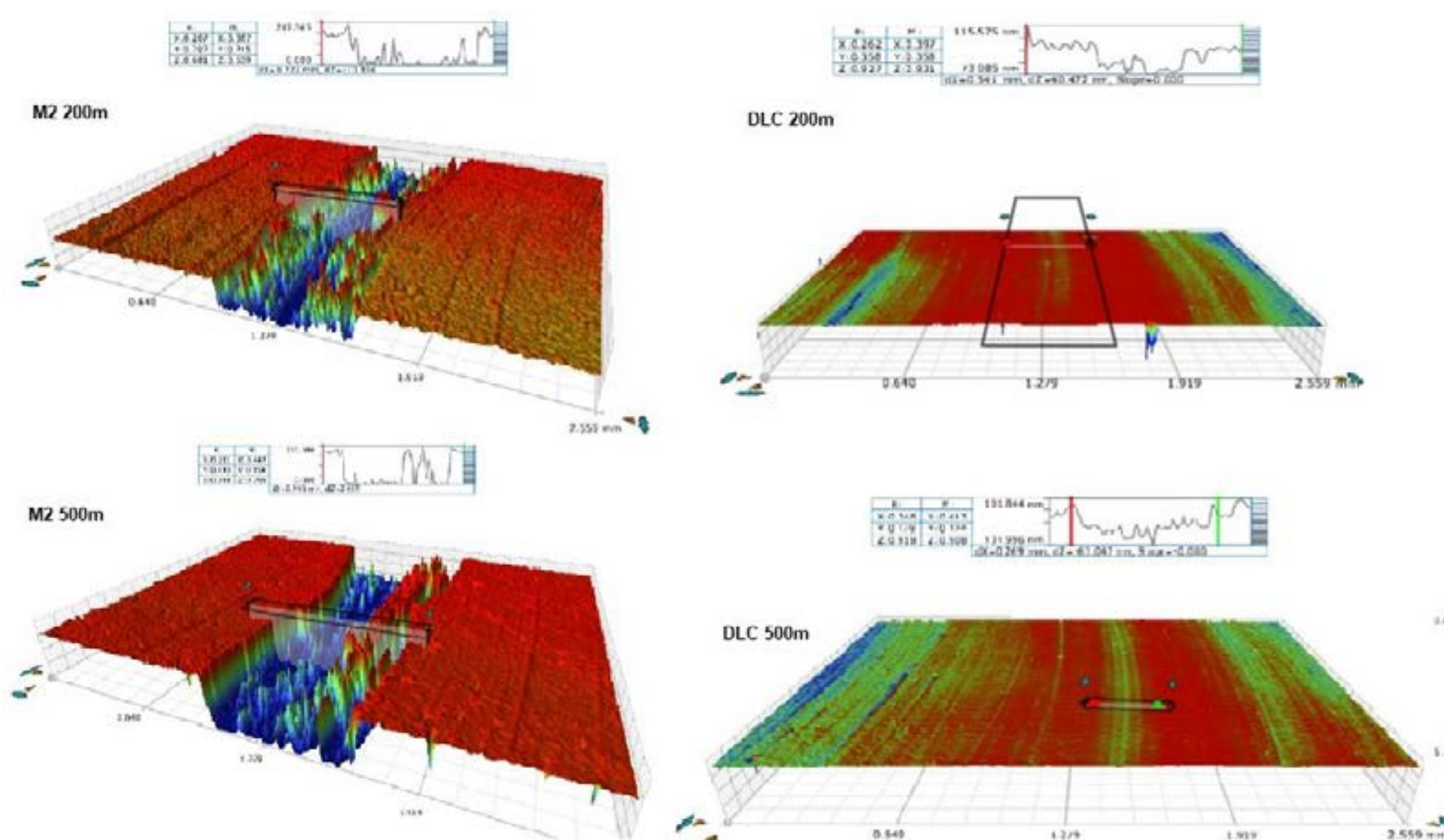
As microfotografias da Figura 7 apresentam as trilhas de desgaste das amostras M2 e DLC nos ensaios de 200 e 500m. Nota-se a presença de partículas de desgaste aderidas na trilha do aço M2. Pode-se tratar de um terceiro corpo formado pelo material mais mole encruado constantemente, que visualmente aumenta à medida que se transcorre mais tempo. Aparenta apresentar um tribofilme fruto de reação triboquímica na superfície do disco assim como mecanismos de adesão estão mais presentes quando comparado as trilhas do revestimento DLC (7A e 7B vs. 7D), fato que resulta em atrito e volume de desgaste maiores, visto também que a superfície apresenta sulcamentos típicos de mecanismos abrasivos. Para a trilha de desgaste do DLC observou-se um leve achatamento dos picos e a remoção de pouco material superficial.





**Figura 7:** Micrografias superficiais das trilhas de desgaste do M2 a (A) 200m e (B) 500m; e do DLC (C) 200m e (D) 500m. No detalhe em (D), observa-se uma partícula aderida a superfície do DLC.

Como observado em estudos anteriores apresentados na introdução, um possível tribofilme tenha se formado a partir da grafitação do DLC na condição não lubrificada, levando a diminuir o coeficiente de atrito em sua superfície lisa com poucos platôs de contato, como se observa nas topografias por interferometria óptica da Figura 9. Após 200 m, a trilha aparenta uma área menor desgastada que em 500m. Apresentou-se mais larga e profunda em ambas as distâncias de ensaio de pino-no-disco para o par M2 e esfera de aço 100Cr6, além conter maior quantidade de partículas aderidas que levaram ao aumento da rugosidade média destas trilhas com o aumento do tempo de ensaio.



**Figura 9:** Análise topográfica das trilhas desgastadas a partir da interferometria óptica. Pode-se ser traçado perfis paralelos para cálculo do volume desgastado para amostras M2.



De acordo com os resultados da medição das áreas de desgaste, o revestimento DLC apresentou-se insuficiente uniforme para a uma medida quantitativa da área de desgaste, sendo insuficiente a exposição ao tribossistema desta metodologia.

#### 4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Foram investigados revestimentos DLC e analisados qualitativamente seu desgaste e mecanismos presentes em relação a dureza e topografia, comparativamente ao aço utilizado na conformação a frio, M2. A microdureza de topo aumentou 127 HV (5N 10s) com a aplicação do revestimento DLC e deve ter influenciado diretamente no perfil de desgaste apresentado pelos discos após as distâncias percorridas.

Com aumento da distância de ensaio de pino-no-disco aumentou-se os mecanismos de adesão e abrasão da amostra M2, com topografia bastante deformada pelo desgaste do pino, mais duro, que o disco. O revestimento DLC, de topografia bastante lisa, apenas apresentou um alisamento de sua superfície no contato com a esfera, mais macia. Houve um ligeiro acréscimo na largura do perfil de desgaste de 200 para 500 m, e notaram-se poucas partículas aderidas à trilha. A sua natureza, fruto de sua composição e estrutura química baseado em C, e condições de ensaio podem ter sido favoráveis à formação de um filme de baixa resistência ao cisalhamento na trilha de desgaste, diminuindo consideravelmente seu atrito em relação ao par M2 e aço 100Cr6. Porém nos ensaios de adesão, apesar de ser considerado em condição aceitável de acordo com a norma VDI3198, o resultado ainda apresenta oportunidades de melhoria para aplicações em operações de forjamento a frio, uma vez que estão presentes altíssimas pressões de contato e necessidade de grandes ciclos de deslizamento inerentes ao processo industrial.

Para futuros trabalhos espera-se aumentar a carga e distância envolvida nos ensaios de pino-no-disco e compará-los a revestimentos DLC de maior dureza e adesão ao substrato, para se obter uma medida de desgaste e a investigação sobre os mecanismos atuantes em longos períodos de desgaste, a fim de se aprimorar a vida útil de ferramentas de forjamento a frio.

#### AGRADECIMENTOS

Ao Laboratório de Materiais Cerâmicos da Engenharia de Materiais da UFRGS, LACER. Ao PPGE3M. A Viemar Indústria e Comércio. Ao Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS, LAMEF. Aos colegas de profissão e de academia.

#### REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] S. T. BUTTON. Planejamento do processo e projeto de ferramentas para o forjamento a frio. Faculdade de Eng. Mecânica. UNICAMP, 1999. Brasil.
- [2] KLOCKE, H. F. RAEDT, W. Formulation and testing of optimised coating properties with regard to tribological performance in cold forging and fine blanking applications. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. 19 (2001) 495-505.
- [3] J. P DAVIM. Tribology Tribology in Manufacturing Technology, Springer, 2012. 103-194. 201p.
- [4] SCIENCE DIRECT. Journals and Books, 2019 Elsevier B.V. Consulta de *keywords* "cold forging tools wear". Disponível em: < <https://www.sciencedirect.com/>>. Acesso em: 20 de jun. de 2019.
- [5] HUTCHINGS, I. M. Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. 1.ed. London: Edward Arnold, 1992.
- [6] VETTER, J. 60 years of DLC coatings: Historical highlights and technical review of cathodic arc processes to synthesize various DLC types, and their evolution for industrial applications. *Surface & Coatings Technology* 257 (2014) 213–240.
- [7] B. RÜBIG D. HEIMA, C. FORSICH, C. DIPOLT, THOMASMUELLER, A. GEBESHUBER, R. KULLMER, R. HOLECEK, C. LUGMAIR, M. KRAWINKLER, V. STROBL. Tribological behavior of thick DLC coatings under lubricated conditions. *Surface & Coatings Technology* 314 (2017) 13–17.
- [8] A. GHIOTTI, B. BRUSCHIA, S. BRUSCHIA, B. Tribological behaviour of DLC coatings for sheet metal forming tools. *Wear*. 271 (2011) 2454– 2458.
- [9] A. ERDEMIR, C. BINDAL, G.R. FENSKE, C. ZUIKNER, P. WILBUR. Characterization of transfer layers forming on surfaces sliding against diamond like carbon, ICMCTF96 Conf., April, 1996, San Diego.
- [10] ] K. SCHOUTERDEN, B. BLANPAIN, J.-P. CELIS, O. VINGSBO, Fretting of titanium nitride and diamond-like carbon coatings at high frequencies and low amplitude. *Wear* 181-183 (1995) 86.



- [11] F. KLOCKE, T. MASSMANN, K. GERSCHWILER. Combination of PVD tool coatings and biodegradable lubricants in metal forming and machining. *Wear* (2005) 1197-1206.
- [12] VILLARES METALS, 2019. Disponível em: <[www.villaresmetals.com.br/pt/Produtos/Acos-Rapidos/VWM2](http://www.villaresmetals.com.br/pt/Produtos/Acos-Rapidos/VWM2)> Acesso em: 01/07/2019.
- [13] C. Donnet, A. Erdemir. *Tribology of Diamond-Like Carbon Films. Fundamentals and Applications*. Editora Springer. 2008.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Emprego de líquidos iônicos como lubrificantes - Use of ionic liquids as lubricants

Maria Rita Ortega Vega <sup>(1)\*</sup>

Célia de Fraga Malfatti <sup>(2)</sup>

### RESUMO

Os líquidos iônicos próticos são compostos formados por um ânion e um cátion, preferencialmente orgânicos, produto de uma reação de neutralização onde se produz a transferência de um próton. Estes compostos caracterizam-se por, em geral, possuir temperatura de fusão menor que 100 °C, uma ampla faixa liquidus, alta viscosidade, inflamabilidade nula, alta condutividade térmica e importante estabilidade termoquímica. Estas propriedades são desejáveis em aplicações de lubrificação. Devido às suas estruturas, os líquidos iônicos próticos podem formar tribofilmes estáveis sobre superfícies metálicas e promovem o desenvolvimento de regime de lubrificação elastohidrodinâmica, predominante e desejável em processos de conformação mecânica. Ensaios de desgaste revelam que líquidos iônicos próticos podem promover a redução do desgaste em mais do 98% entre contatos metal-metal e metal-cerâmico, e os valores do coeficiente de atrito podem chegar a ser menores que 0.1 e menores que lubrificantes comerciais; em ensaios de dobramento sob tensão para simular uma situação de conformação mecânica, os líquidos iônicos próticos podem apresentar desempenhos comparáveis aos de lubrificantes comerciais. Por outro lado, estes compostos são suscetíveis de serem utilizados como aditivos para lubrificantes já existentes e, incluso, em água, com desempenhos comparáveis com lubrificantes comerciais. Finalmente, e observando o compromisso com o meio ambiente para uma produção limpa e sustentável, estas substâncias não precisam de aditivos que podem complicar o processo de eliminação, podem ser reutilizados e, de acordo com a estrutura, alguns deles possuem baixa toxicidade.

**Palavras chave** — Líquidos iônicos; lubrificante; conformação; baixa toxicidade.

### ABSTRACT

Protic ionic liquids are compounds formed by preferentially organic anions and cations and are the product of a neutralization reaction where a proton is transferred. The main property of these compounds is that, in general, their melting point is under 100 °C, present a wide liquidus range, high viscosity, no flammability, high thermal conductivity and important

<sup>(1)</sup> Dra. Ing.; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil; ortega.vega@ufrgs.br.

<sup>(2)</sup> Profa. Dra. Ing.; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil.



**thermo-chemical stability. These properties are desirable for lubrication application. Due to their structures, protic ionic liquids can form stable tribofilms on metallic surface and promote the development of elastohydrodynamic lubrication regime, predominant and adequate for metalworking processes. Wear tests reveal that protic ionic liquids can promote the wear reduction in more than 98% between metal-metal and metal-ceramic contacts, and the coefficient of friction values can be less than 0.1 and lower than commercial lubricants. In bending under tension tests, in order to simulate a metalworking process, protic ionic liquids can show a performance like that of commercial lubricants. On the other hand, these compounds are susceptible to be employed as additives for existing lubricants and even in water with performance comparable to that of a commercial lubricant. Finally and observing the environmental compromise with clean and sustainable production, these substances do not need additives that can difficult their disposal, they can be reused and, according with their structure, some of them present low toxicity.**

**Key words — Ionic liquids; lubricant; metal forming; low toxicity.**

## 1. INTRODUCTION

Em 1987, a Comissão Mundial para o Meio Ambiente e o Desenvolvimento – World Commission on Environment and Development (WCED) emitiu o documento *Our Common Future*, também conhecido como *Brundtland Report* [1], onde se definiu o conceito de desenvolvimento sustentável, e em um dos seus capítulos o documento expõe o compromisso da indústria para com este objetivo. O *Brundtland Report* identificou como os setores mais agressivos com o meio ambiente às pequenas e médias indústrias de conformação de metais, ferramentas, impressão, curtido e tingimento. Além disso, foi mencionado que o emprego de produtos químicos nas diversas atividades industriais também constitui um risco ambiental severo, pelo que o documento relata como necessária a adoção de medidas de uso e eliminação corretos. Em 2015, a Assembleia Geral das Nações Unidas emitiu a agenda de desenvolvimento sustentável para cumprir até 2030 [2]. Em ambos documentos é observada a necessidade de incrementar a eficiência de uso dos recursos e o emprego de tecnologias e processos industriais mais limpos e corretos ambientalmente.

Dentre os produtos químicos mais empregados na indústria de conformação de materiais metálicos com o objetivo de aprimorar a eficiência dos processos envolvidos e de fornecer a melhor qualidade na peça ou componente conformado, encontram-se os lubrificantes. Porém, a composição química da maioria dos lubrificantes os constitui em resíduos de difícil eliminação: pelo geral, a formulação da maioria dos lubrificantes é composta por uma base de óleos vegetais ou minerais e geralmente aditivados com compostos à base de fósforo, enxofre, halogênios ou até nanopartículas metálicas e inibidores de corrosão. Por outro lado, a limpeza de lubrificantes à base de óleo demanda o uso de solventes orgânicos voláteis, altamente tóxicos e poluentes.

Como alternativa a estes lubrificantes já conhecidos e na procura de tornar a indústria dos processos de conformação mais sustentável e ambientalmente correta, propõe-se o uso de líquidos iônicos como lubrificantes e como aditivos para lubrificantes. Os líquidos iônicos próticos (PILs – Protic Ionic liquids) são compostos de um ânion e um cátion poliatômicos com átomos de hidrogênio capazes de promover interações de tipo ligação de hidrogênio, que podem ser completamente orgânicos ou inorgânicos – orgânicos [3], que se encontram em estado líquido a temperaturas menores a 100 °C [4]. Dentre as suas propriedades, se encontram a ampla faixa de estado líquido, valores altos de viscosidade, baixa ou zero volatilidade, zero inflamabilidade, altas condutividades térmica e elétrica, grande poder de solvatação, importante inércia química e estabilidade térmica e hidrofobicidade variável [5–8]. Alguns deles podem apresentar baixa toxicidade, porém essa propriedade varia de acordo com a estrutura do PIL.

De acordo com as demandas de cada aplicação é possível sintetizar ILs com as propriedades mais adequadas, mediante a seleção correta da combinação ânion – cátion. Em consequência, como a variável mais importante para um lubrificante é a viscosidade, é possível sintetizar uma combinação de ânion – cátion para obter viscosidades entre 10,0 mPa.s e 1,0 Pa.s a temperatura ambiente [9], e com comportamento reológico bem seja newtoniano ou não-newtoniano. Além disso, a alta inércia

química dos ILs permite mantê-los em contato por longos períodos com superfícies metálicas sem comprometer a integridade química e estrutural do material; e a alta condutividade térmica se apresenta como promissora para a refrigeração de contatos metálicos, cujo atrito produz calor [10]. Os PILs apresentam-se como moléculas promissoras para uso em lubrificação pois eles contam com propriedades requeridas para um lubrificante: alta viscosidade, baixa volatilidade, são bons solventes para o potencial uso de aditivos e reduzem o atrito em diversos contatos [11]. Por outro lado, há uma diversidade de materiais em contato onde os líquidos iônicos têm fornecido um bom desempenho quanto à lubrificação: aço-aço [12,13], aço-alumínio [14,15], aço-polímero [16], titânio-aço [17,18] etc.

Com a motivação de desenvolver processos mais sustentáveis e com o conhecimento das possibilidades em questão de usos de líquidos iônicos, este trabalho pretende apresentar o desenvolvimento quanto à lubrificação empregando líquidos iônicos práticos no Laboratório de Pesquisa em Corrosão – LAPEC da UFRGS. A equipe do LAPEC tem experiência de mais de sete anos trabalhando com líquidos iônicos práticos para diferentes aplicações, e tem dado um foco especial à interação destes compostos com superfícies metálicas. Quanto à lubrificação, trabalhos têm sido desenvolvidos em parceria com o Laboratório de Transformação Mecânica – LdTM da UFRGS, com resultados promissores. Dois tipos de líquidos iônicos práticos foram testados: com cadeia aniônica curta, caracterizados por possuírem menores valores de viscosidade, e com cadeia aniônica longa e diferentes estruturas no cátion, caracterizados por possuírem valores altos de viscosidade.

This document is a template for Microsoft Word versions 6.0 or later. If you would prefer to use another text processor, use this document as an instruction set.

Please, do not change the font sizes or line spacing to squeeze more text into a limited number of 10 pages. *Use italics for emphasis; do not underline.*

## 2. COMPORTAMENTO DE LÍQUIDOS IÔNICOS COM CADEIAS ANIÔNICAS CURTAS.

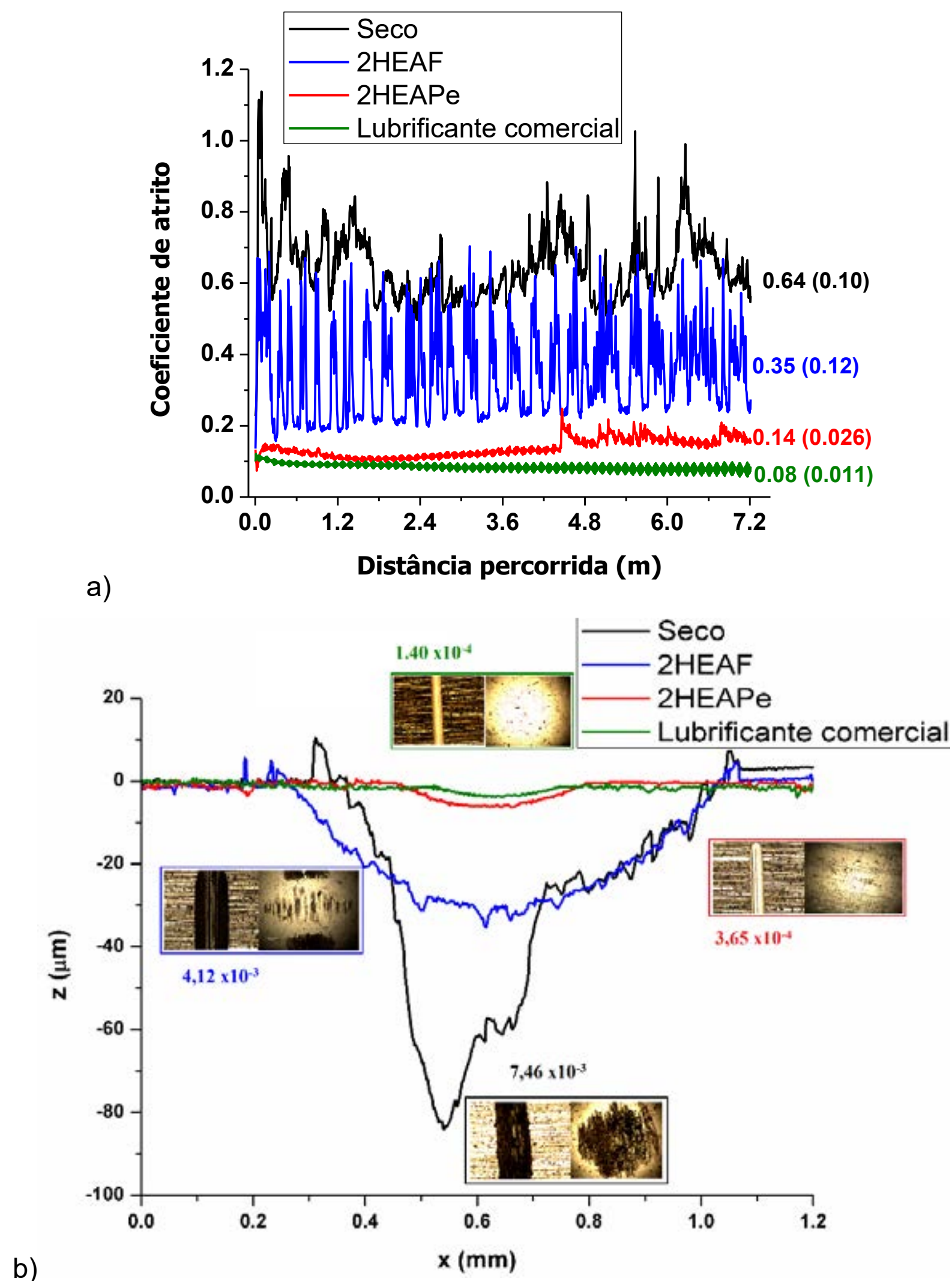
Para esta etapa, foram selecionados os líquidos iônicos 2HEAF (formiato de 2-hidroxiethylamina) e 2HEAPe (pentanoato de 2-hidroxiethylamina). As estruturas destes líquidos foram reportadas na literatura [19]. Para efeitos comparativos, foi testado também um lubrificante comercial. Os valores de viscosidade dos fluidos lubrificantes testados neste estudo se encontram na Tabela 1.

**Tabela 1.** Valores de viscosidade para os fluidos lubrificantes estudados. # Obtida no viscosímetro Anton Paar Stabinger Viscometer™ SVM 3000. ## Informação fornecida pelo fabricante.

Fluido lubrificante	Viscosidade (mPa.s)
2HEAF	16,126 @ 25°C <sup>#</sup>
2HEAPe	1333,2 @ 25 °C <sup>#</sup>
Lubrificante comercial	239,76 @ 40 °C <sup>##</sup>

A Figura 1-a) apresenta os resultados de coeficiente de atrito obtidos em tribômetro CETR UMT em configuração ball-on-plate. Para os ensaios sem lubrificação e com o uso de 2HEAF e 2HEAPe, houve uma etapa inicial de rompimento da camada de óxido, até aproximadamente 0,30 m. Os testes no tribômetro demonstraram que o coeficiente de atrito diminuiu com o aumento no comprimento de cadeia no ânion: o 2HEAF promoveu o desenvolvimento de valores de COF próximos dos contatos sem lubrificação. Para os dois casos foram observadas importantes oscilações, provavelmente devido a modificações mecânicas e de superfície. A presença de 2HEAPe diminuiu o COF e lhe conferiu maior estabilidade, com valores próximos a lubrificação de contorno [1,2].





**Figura 1.** a) Coeficiente de atrito a seco e com os fluidos lubrificantes 2HEAF, 2HEAPe e lubrificante comercial (Contatos= Alumínio 1100 – aço; Carga normal = 0,5 N; frequência = 1 Hz; comprimento de trilha = 2 mm; t = 30 minutos; distância percorrida = 7,2 m; tribômetro CETR UMT em configuração ball-on-plate). Adaptado de [3]. b) Perfis das trilhas após ensaio no tribômetro, microscopia óptica dos contatos e taxas de desgaste em  $\text{mm}^3.\text{m}^{-1}$  para todas as condições estudadas. Adaptado de [3].

A Figura 1-b) permite discutir os mecanismos de desgaste segundo o caso. Na condição a seco, devido à quantidade de material transferido, considera-se a adesão como o mecanismo predominante [4–6], com formação de terceiro corpo, que afetou a forma da trilha [7], como se observa no seu perfil (Figura 1-b). O 2HEAF promoveu um mecanismo misto de adesão e abrasão, com uma contribuição importante de deformação plástica que provocou o alargamento da trilha observado na Figura 1-b). O mecanismo predominante para os contatos lubrificadas com 2HEAPe e o lubrificante comercial foi a abrasão, pois, devido a que a adesão foi quase totalmente suprimida, não houve material transferido para a esfera, mas a formação de marcas de abrasão (Figura 1-b). Além disso, observou-se a importante redução nos tamanhos das trilhas com a utilização do 2HEAPe comparável àquela obtida com o lubrificante comercial.

Os volumes desgastados foram obtidos de acordo com o procedimento relatado na norma ASTM G133 [8], descontando a deformação plástica seguindo o procedimento reportado por outros autores [9]. Para o cálculo da taxa de desgaste, o volume desgastado foi dividido pela distância total percorrida. As amostras sem lubrificação e em presença de 2HEAF apresentaram taxas de desgaste

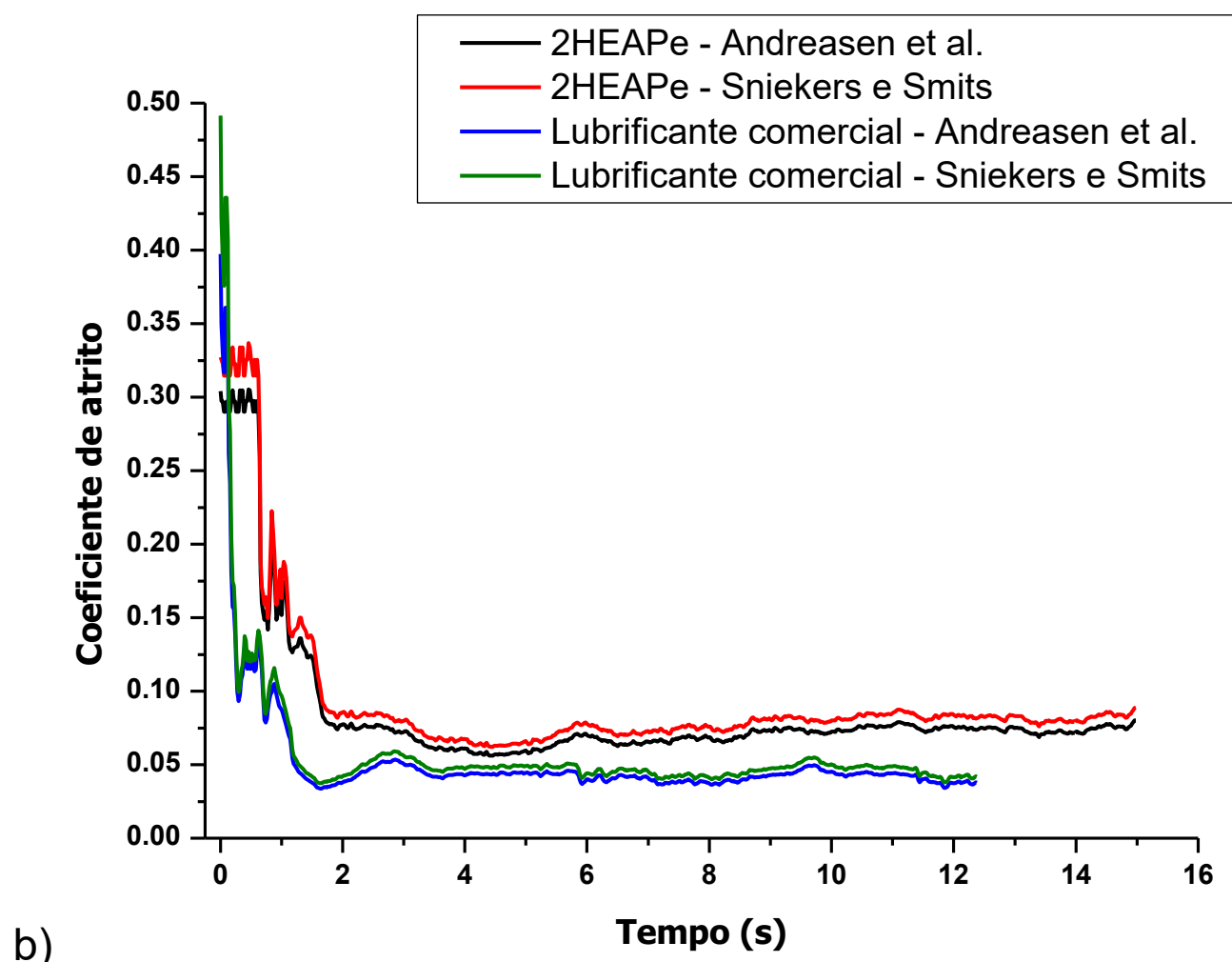
similares, (Figura 1-b) o que fez do 2HEAF o pior fluido lubrificante estudado; mas este conseguiu reduzir o volume removido em 47,75%, em comparação com o ensaio sem lubrificar. A redução do desgaste para o 2HEAPE foi de 95,1% e para o lubrificante comercial, 98,23%, o que confirma o desempenho comparável de deste último PIL. Assim, comparando os PILs, o aumento do comprimento de cadeia no ânion, de um para cinco átomos de carbono, reduziu em uma ordem de grandeza a taxa de desgaste. Em conclusão, quanto maior a cadeia do ânion do PIL empregado como lubrificante, menor será o desgaste. Além disso, o PIL 2HEAPE teve um desempenho comparável ao do lubrificante comercial, favorecido o primeiro pelo seu comprimento de cadeia e sua alta viscosidade.

Uma amostra de cada fluido lubrificante foi coletada para sua caracterização química e estrutural antes e após os ensaios de desgaste, mediante análise de espectroscopia de infravermelho por transformada de Fourier (FTIR). Os resultados revelaram que os PILs estudados mantiveram a sua integridade química e estrutural, enquanto o lubrificante comercial, que é à base de óleo vegetal, degradou.

Também foi realizado um teste de dobramento sob tensão, um ensaio que simula a condição de estampagem, para avaliar a viabilidade de uso dos PILs estudados como lubrificantes para este processo de conformação. Para o ensaio, se utilizou um pino de seção circular, com diâmetro de 13 mm. Sobre ele, deslizavam-se tiras de alumínio 1100, com dimensões de 700 mm x 30 mm x 1 mm. A velocidade de deslizamento da tira foi de 185 mm.s<sup>-1</sup>. Os resultados se encontram na Figura 2. Quando testado o PIL 2HEAF, devido à sua baixa viscosidade comparado com os outros fluidos, houve a ruptura da tira de alumínio; tanto no pino quanto na tira foram evidenciadas marcas de adesão e emperramento (Figura 2-a). Já o ensaio realizado com 2HEAPE e o lubrificante comercial permitiram a deformação bem-sucedida da tira de alumínio. Foram medidos as forças de atuação (força para deslizar a tira), a força de contra-tensão (força que se opõe ao movimento), e o torque no pino; com esses valores, utilizaram-se os modelos de Sniekers e Smits [10] e Andreasen et al. [11] para calcular o coeficiente de atrito, cujos resultados se encontram na Figura 2-b). A Figura 2-b apresentou um comportamento similar ao do ensaio no tribômetro: o desempenho do 2HEAPE foi comparável com o do lubrificante comercial, pois os valores de COF foram bastante próximos e a tira foi deformada com sucesso.







**Figura 2.** a) Tira de alumínio e pino após o ensaio de DST com 2HEAF. Adaptado de [3]. b) Valores de COF calculados empregando dois modelos a partir dos valores de força e torque medidos para 2HEAPE e o lubrificante comercial. Adaptado de [3].

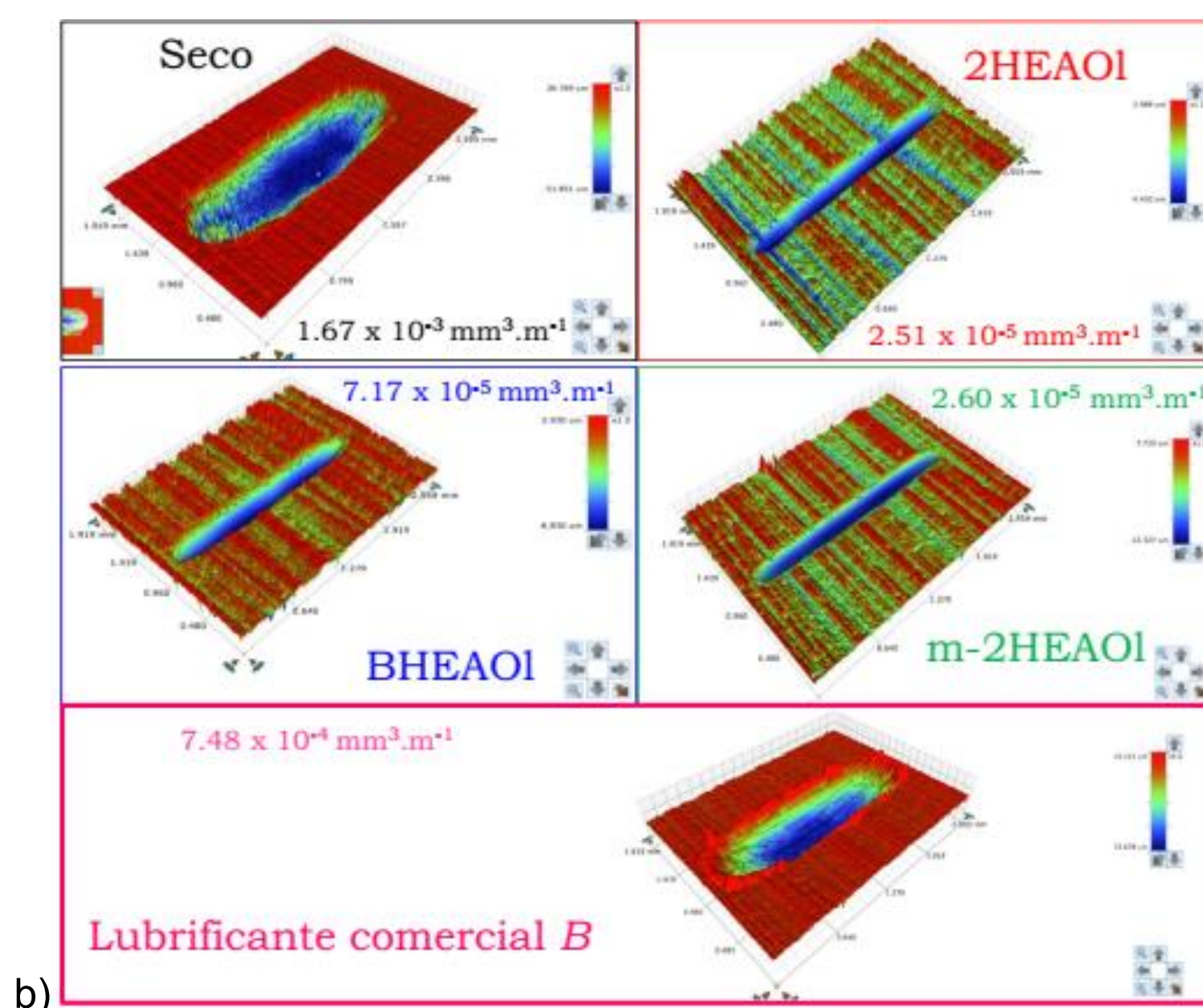
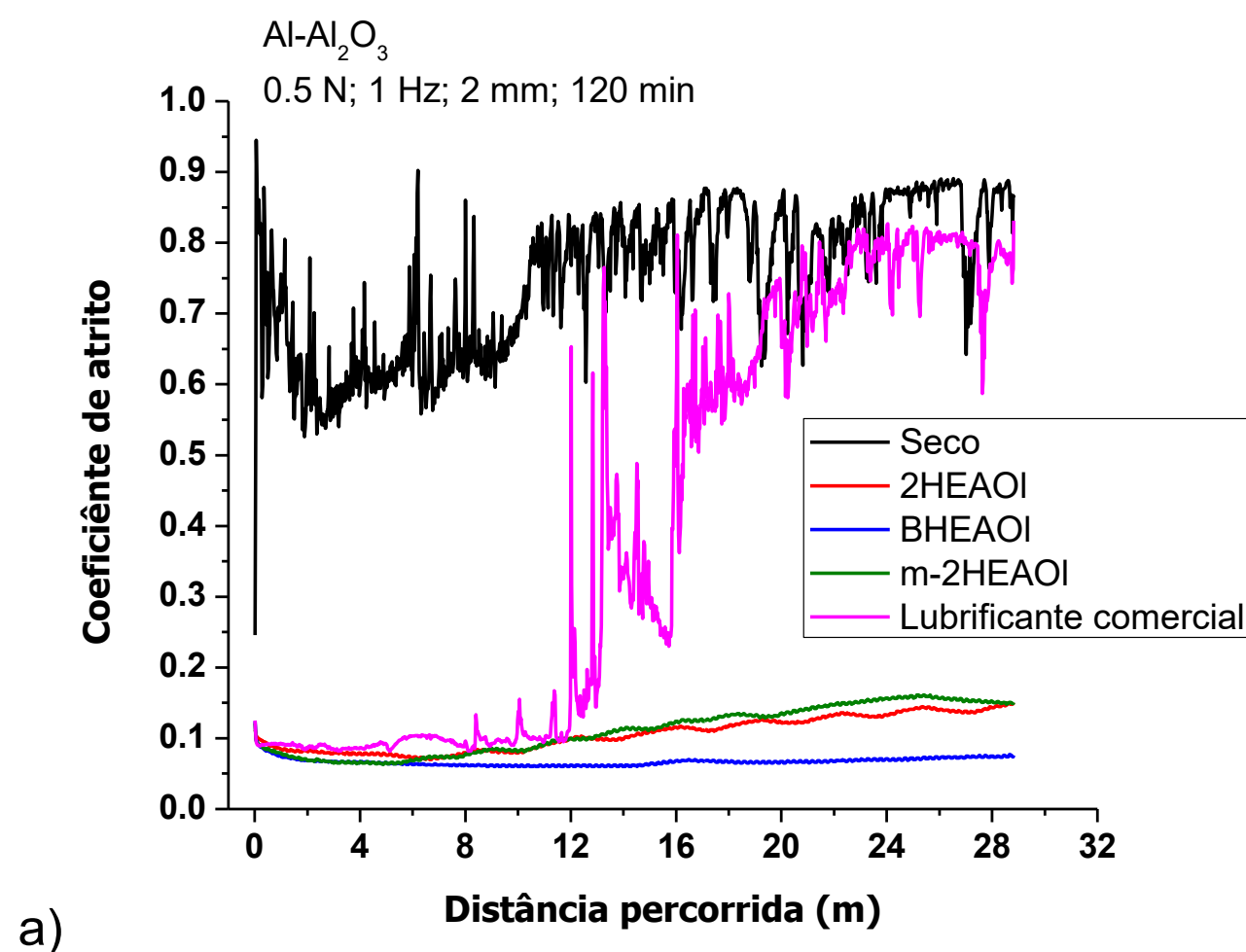
### 3. COMPORTAMENTO DE LÍQUIDOS IÔNICOS COM CADEIA ANIÔNICA LONGA E VARIAÇÃO NA ESTRUTURA DO CÁTION.

Devido aos seus altos valores de viscosidade, fato que pode ser constatado por inspeção simples do aspecto de pasta, PILs à base do ânion oleato foram testados com esferas de alumina e por tempos mais longos (120 minutos). As estruturas dos PILs empregados para este estudo estão reportadas na literatura [12]. Para esta etapa do estudo, foram empregados os fluidos lubrificantes apresentados na Tabela 2.

**Tabela 2.** Valores de viscosidade para os fluidos lubrificantes estudados. # Obtida em Brookfield HB DV – II. 50 rpm, 25% torque, 23 °C. ## Obtida em Brookfield HB DV – II. 50 rpm, 14.5% torque, 23 °C.

Fluido lubrificante	Viscosidade (mPa.s)
2HEAOI	3800 #
BHEAOI	4000 #
m-2HEAOI	3600 #
Lubrificante comercial	2281 ##

O comportamento do coeficiente de atrito com a distância percorrida está apresentado na Figura 3-a. Em geral, os PILs à base de oleato promoveram valores de COF baixos e estáveis ao longo do ensaio; por causa destes valores de COF, pode-se dizer que o regime de lubrificação predominante foi de lubrificação mista, tal como observado para moléculas similares em outros trabalhos [13,14]. Esta variação mínima do COF sugere que com o uso de PILs é possível atingir condições estáveis de lubrificação [11]. Em condição seca, os contatos mostraram o maior COF, natural entre uma superfície metálica e cerâmica.



**Figura 3.** a) Coeficiente de atrito para condição seca, PILs à base de oleato e lubrificante comercial (Contatos= Alumínio 1100 – alumina; Carga normal = 0,5 N; frequência = 1 Hz; comprimento de trilha = 2 mm; t = 120 minutos; distância percorrida = 28,84 m; tribômetro CETR UMT em configuração ball-on-plate). Adaptado de [12].  
b) Trilhas em 3D após ensaio no tribômetro, e taxas de desgaste em mm<sup>3</sup>.m<sup>-1</sup> para todas as condições estudadas. Adaptado de [12].

Por outro lado, com o uso dos PILs à base de oleatos, o tamanho das trilhas diminuiu (Figura 3-b). Porém, dentre elas, a trilha obtida com o uso do PIL BHEAOI foi a maior em comparação com as obtidas com os outros PILs, apesar de esse ter promovido um menor COF (Figura 3-a). A formação deste debris produziu as oscilações e o incremento do COF observado para os PILs 2HEAOI e m-2HEAOI (Figura 3-a). A largura e a profundidade das trilhas foram maiores para o ensaio a seco, seguidas do sistema utilizando o lubrificante comercial B. A deformação plástica para os PILs foi ausente ou desprezível.

Dada a redução do tamanho da trilha, verificou-se que contato entre os materiais foi desprezível quando a carga para causar escoamento foi aplicada e, em consequência a área de contato foi reduzida. Isto se favoreceu pela alta viscosidade (Tabela 2) do PIL e a baixa velocidade (1 Hz) de ensaio [15].



Os valores encontrados de taxa de desgaste (Figura 3-b) estão de acordo com as outras caracterizações morfológicas: a condição seca e o lubrificante comercial promoveram maiores taxas de corrosão, entre duas e uma ordem de magnitude maiores que as taxas de desgaste obtidas usando PILs, nesta ordem. Isto se traduziu na redução do desgaste de até 96 % com BHEAOI, 98,4 % com m-2HEAOI e 98,5 % com 2HEAOI, mesmo quando estes dois últimos apresentaram os maiores COF entre os oleatos.

#### 4. CONCLUSÃO

Neste trabalho se apresentou uma breve relação dos estudos realizados até o momento sobre comportamento de líquidos iônicos próticos, visando a aplicação como lubrificantes em processos de conformação mecânica. Os resultados obtidos são bastante promissores.

O uso de PILs diminuiu o coeficiente de atrito nos contatos alumínio 1100 e, da mesma forma, a taxa de desgaste. O PIL 2HEAPE atingiu um desempenho comparável ao de um lubrificante comercial empregado em processo de estampagem, tanto na redução do desgaste (95% e de 98% respectivamente) quanto nos ensaios que simulam o processo de estampagem (coeficientes de atrito inferiores a 0,1 tanto para 2HEAPE quanto para o lubrificante comercial). Os valores de viscosidade dos PILs à base de oleatos foram superiores a 1 Pa.s; isto foi favorável para seu desempenho. Os PILs 2HEAOI e m-2HEAOI superaram o desempenho do lubrificante comercial (redução da taxa de desgaste em um 55%), pois permitiram reduzir a taxa de desgaste mais de um 98,3%.

Em geral, os PILs agiram como supressores da adesão entre as superfícies em contato e, em consequência, a transferência de material entre os contatos. O desempenho quanto a lubrificação em processo de estampagem foi similar ou melhor ao dos lubrificantes comerciais estudados; portanto, estas substâncias se apresentam como promissoras para seu uso como lubrificantes em processos de fabricação.

#### AGRADECIMENTOS

. Os autores agradecem o apoio financeiro da CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) e do CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico). A Dra. Ortega agradece o apoio financeiro do CNPq pela bolsa de pós-doutorado Processo 153616/2018-0.

#### Referências

- [1] Bhushan B. Introduction to Tribology. John Wiley & Sons; 2013.
- [2] Menezes PL, Ingole SP, Nosonovsky M, Kailas SV, Lovell MR. Tribology for scientists and engineers. New York: Springer Science+Business Media; 2013.
- [3] Vega MRO, Parise K, Ramos LB, Boff U, Mattedi S, Schaeffer L, et al. Protic Ionic Liquids Used as Metal-Forming Green Lubricants for Aluminum: Effect of Anion Chain Length. Mater Res 2017;20:675–87. doi:10.1590/1980-5373-mr-2016-0626.
- [4] Komanduri R, Shaw MC. Gallling wear of materials at high speed sliding contact. Wear 1975;33:283–92. doi:10.1016/0043-1648(75)90283-5.
- [5] Bhushan B. Principles and Applications of Tribology. John Wiley & Sons; 1999.
- [6] Stachowiak GW, Batchelor AW. Engineering Tribology. Third. Butterworth Heinemann; 2005.
- [7] Trezona RI, Hutchings IM. Three-body abrasive wear testing of soft materials. Wear 1999;233–235:209–21. doi:10.1016/S0043-1648(99)00183-0.
- [8] ASTM International. G133 – 05 Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear 2016.
- [9] Espinosa T, Sanes J, Jiménez A-E, Bermúdez M-D. Protic ammonium carboxylate ionic liquid lubricants of OFHC copper. Wear 2013;303:495–509. doi:10.1016/j.wear.2013.03.041.
- [10] Sniekers RJJM, Smits HAA. Experimental set-up and data processing of the radial strip-drawing friction test. J Mater Process Technol 1997;66:216–23.
- [11] Andreasen JL, Olsson DD, Chodnikiewicz K, Bay N. Bending Under Tension Test with Direct Friction Measurement. Proc Inst Mech Eng Part B J Eng Manuf 2006;220:73–80. doi:10.1243/095440505X32913.

- [12] Ortega Vega MR, Ercolani J, Mattedi S, Aguzzoli C, Ferreira CA, Rocha AS, et al. Oleate-Based Protic Ionic Liquids As Lubricants for Aluminum 1100. *Ind Eng Chem Res* 2018;57:12386–96. doi:10.1021/acs.iecr.8b02426.
- [13] Hernández Battez A, Fernandes CMCG, Martins RC, Bartolomé M, González R, Seabra JHO. Two phosphonium cation-based ionic liquids used as lubricant additive: Part I: Film thickness and friction characteristics. *Tribol Int* 2017;107:233–9. doi:10.1016/j.triboint.2016.10.048.
- [14] Tiago G, Restolho J, Forte A, Colaço R, Branco LC, Saramago B. Novel ionic liquids for interfacial and tribological applications. *Colloids Surf Physicochem Eng Asp* 2015;472:1–8. doi:10.1016/j.colsurfa.2015.02.030.
- [15] Wilson WRD, Chang D. Low Speed Mixed Lubrication of Bulk Metal Forming Processes. *J Tribol* 1996;118:83–9. doi:10.1115/1.2837096.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## ESTUDO DO EFEITO DO SHOT PEENING ANTES DA NITRETAÇÃO NA VIDA ÚTIL DE MATRIZES DE H13 APLICADAS NO FORJAMENTO A QUENTE

*Effects of shot peening plus gas nitriding process on life cycle of hot forging H13 tooling.*

Tomaz Batista Petracco Filho <sup>(1)</sup>

Antônio Shigueaki Takimi <sup>(2)</sup>

Jamal Ahmadpour <sup>(3)</sup>

### RESUMO

A tecnologia de forjamento a quente de peças de aço tem evoluído constantemente no sentido da melhoria da qualidade dos produtos e da redução dos custos de produção. A tendência dos maiores consumidores de produtos em aço forjado reside sistematicamente na exigência de elevados níveis de qualidade dimensional e acabamento superficial. Uma das características intrínsecas do forjamento a quente é o constante processo de degradação dos ferramentais, isso se deve a constante exposição a temperaturas, pressões e velocidades de escoamento extremamente elevadas. Neste cenário a pesquisa de técnicas para a elevação da vida útil das ferramentas torna-se fundamental para manter-se competitivo. Durante o forjamento os sucessivos ciclos de aquecimento e resfriamento geram tensões térmicas na superfície e estas por sua vez dão origem a descontinuidades na superfície da ferramenta. Este processo é um dos responsáveis pelo mecanismo de nucleação de trincas de fadiga térmica, que associado ao escoamento severo do material aquecido resultam na remoção progressiva e arrancamento parcial da superfície exposta. O estudo realizado nesta dissertação mostrará os efeitos na recuperação da vida útil do aço para trabalho a quente AISI H13 quando submetido a técnica de shot peening antes da aplicação do processo de nitretação gasosa, combinação que será denominada de tratamento híbrido.

### ABSTRACT

Hot forging dies are usually exposed to high temperatures and thermal shock which matched to severe cycle loads are responsible for the tooling life cycle abbreviation. The association between thermal fatigue and surface wearing are the most common failure causes on degradation process on this kind of tool. On hot forging process, dies are submitted to heating and cooling cycles, resulting on severe thermal stress. Thus, stress will generate surface strains, gradually, leading thermal fatigue cracking which associated with severe flow of heated material results partial surface pullout. This study will show the effects of shot peening plus gas nitriding process on life cycle of hot forging H13 tooling, which will be named as hybrid process.

**Palavras-chaves:** — Forjamento a quente, aço AISI H13, shot peening, rugosidade de matrizes, nitretação.

<sup>(1)</sup> Eng<sup>o</sup> Tomaz Batista Petracco Filho – Mestrando em Ciência e Tecnologia dos Materiais - UFRGS

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Antônio Shigueaki Takimi – Lab. de Processos Eletroquímicos e Corrosão - UFRGS

<sup>(3)</sup> Jamal Ahmadpour – Tecnólogo em Automação Industrial – Faculdade SENAI de Tecnologia

## 1. INTRODUÇÃO

A característica mais desejável para uma ferramenta aplicada no forjamento a quente é sua capacidade de manter a integridade de suas dimensões durante a utilização. Este parâmetro é conhecido como a vida em serviço, que é número de peças produzidas antes da falha. Os danos mais comuns em ferramentas de forjamento são o desgaste e a formação de trincas na superfície. As duas situações podem ser responsáveis pela limitação da vida, dependendo apenas do modo de dano que se desenvolver mais rapidamente (GONÇALVES, 2012). No forjamento a quente em matriz fechada o material é conformado entre as duas metades da ferramenta que possuem gravadas em baixo-relevo impressões com o formato que se deseja fornecer à peça acabada (Figura1). A peça vai sendo sucessivamente forjada nessas cavidades, chegando gradualmente até a sua forma final (CETLIN, 2012).

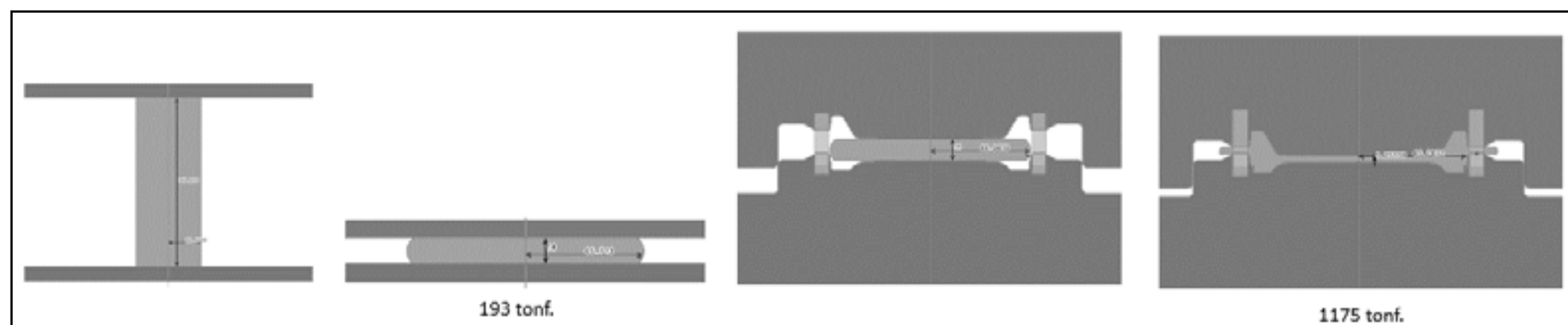


Figura 1 – Sequência de forjamento, pré-forma e forja.

A deformação ocorre sob alta pressão e temperatura, a temperatura superficial da ferramenta aproxima-se a do material conformado devido ao seu contato direto com o aço aquecido, em contrapartida, a necessidade de aplicação de desmoldantes diluídos em água resulta em queda abrupta da temperatura na superfície do ferramental. A combinação destes ciclos térmicos juntamente com os ciclos mecânicos e o escoamento do aço sobre a superfície, dão origem aos principais fatores de restrição da vida útil deste tipo de ferramental.

As causas mais comuns de falha em matrizes estão associadas aos projetos inadequados aos propósitos da matriz (p.ex. raios agudos ou grandes variações de seção), materiais selecionados incorretamente (p.ex. baixa tenacidade) e falha em operação (p.ex. sobrecarga). Segundo Rajiv SIVPURI, os mecanismos mais comuns de falhas de matrizes são desgaste adesivo/abrasivo, fadiga térmica, fadiga mecânica, deformação plástica e fratura catastrófica (SIVPURI, 2005).

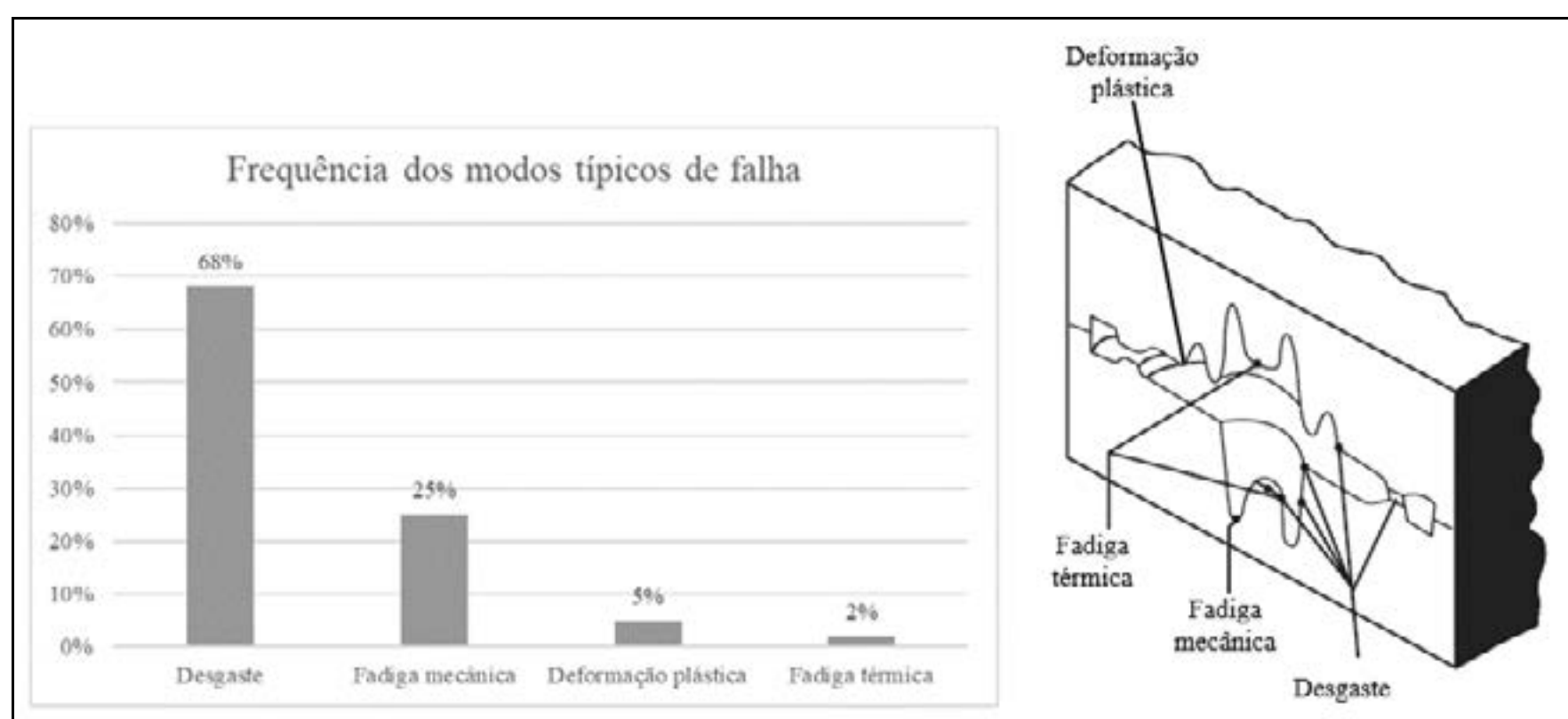


Figura 2 – Mecanismos de falhas em matrizes de forjamento a quente.

O estudo realizado neste trabalho irá tratar dos efeitos na recuperação da vida útil do aço para trabalho a quente AISI H13 quando submetido a técnica de shot peening antes da aplicação do processo de nitretação gasosa. O processo de shot peening é um processo de baixo custo operacional, capaz de alterar a topografia de uma determinada superfície através do martelamento causado por partículas geralmente esféricas ou pelo menos arredondadas, sem arestas vivas, que são aceleradas por meio de ar comprimido ou turbinas, e projetadas em alta velocidade sobre o objeto a ser atingido, esta texturização da superfície é capaz de reduzir a rugosidade superficial,



afetando o comportamento da vida em fadiga, assim como as propriedades de atrito e desgaste (MITROVIC, 2012).

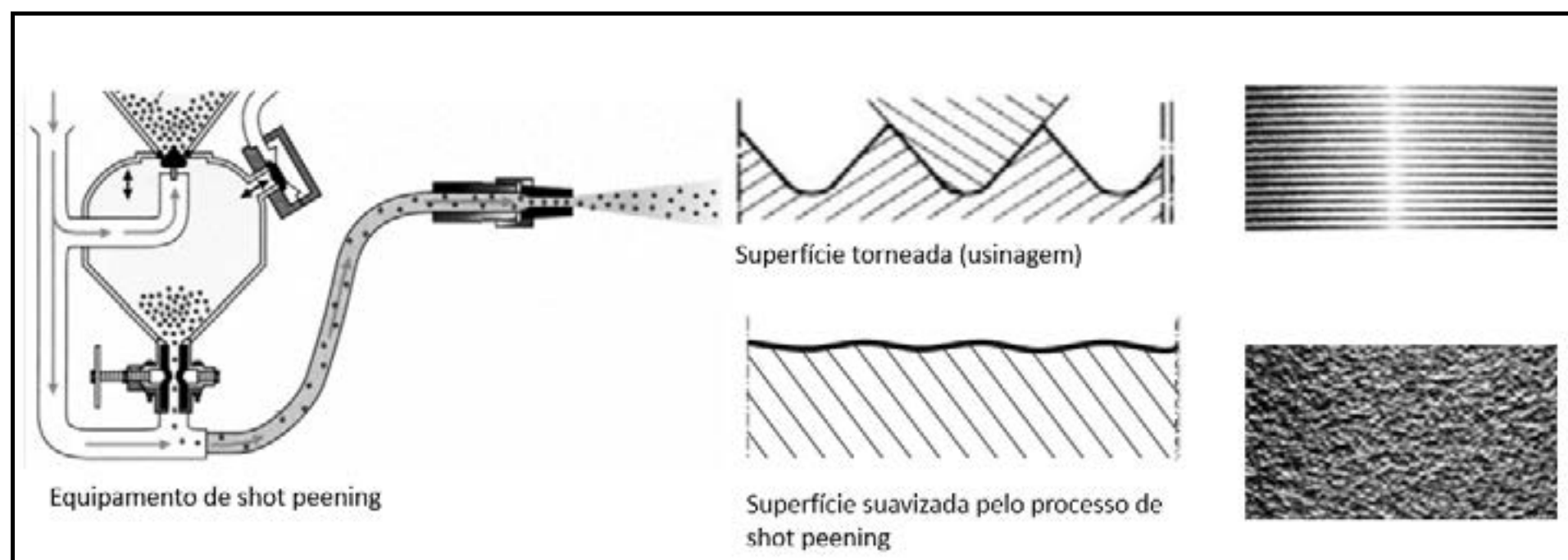


Figura 3 – Efeito do processo de shot peening na superfície usinada.

O processo de nitretação é usado para conferir ao material resistência ao desgaste, resistência à fadiga térmica e mecânica em componentes como matrizes de forjamento. A nitretação é um tratamento térmico para endurecimento superficial por meio da introdução de nitrogênio na camada superficial de certas ligas ferrosas (DOSSET, 2006). Além do aumento da dureza e, por consequência, da resistência ao desgaste, as peças submetidas à nitretação apresentam melhoras das resistências à corrosão e à fadiga, conforme Figura 4 a seguir.

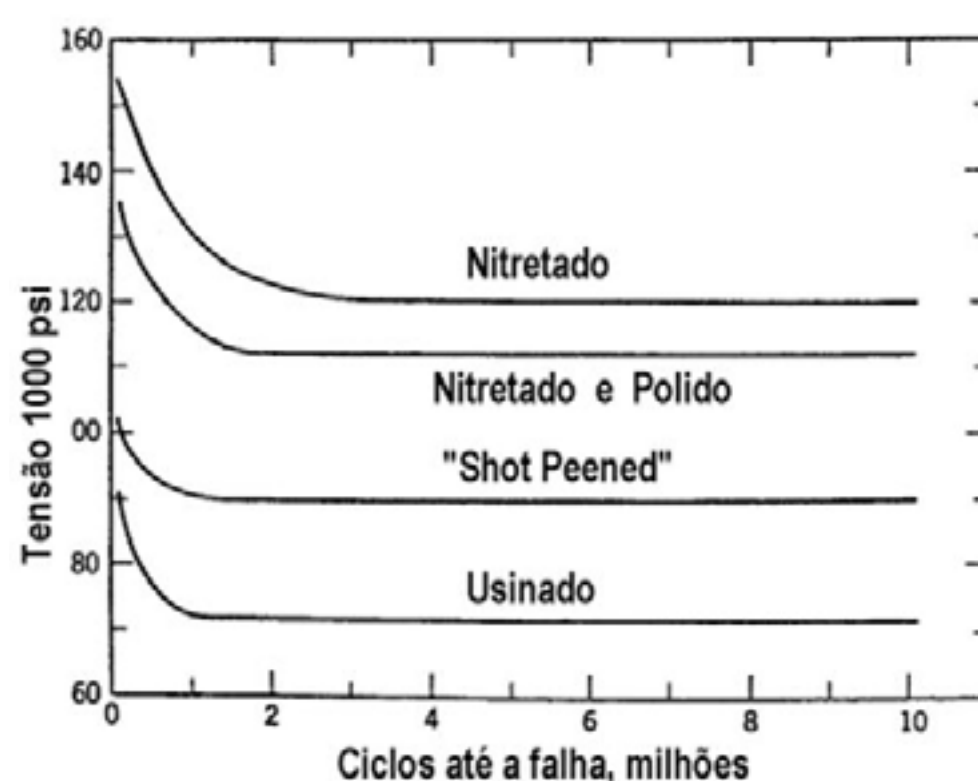


Figura 4 - Resistência à fadiga por flexão rotativa na seção de um componente versus tratamento de superfície (MADAYAG, 1969).

## 2. OBJETIVOS

- Avaliar de forma comparativa e qualitativa os efeitos da aplicação da técnica de shot peening antes do processo nitretação gasosa.
- Verificar como esta combinação pode atuar no bloqueio e retardo dos modos de falha de matrizes aplicadas no forjamento a quente através de ensaios padronizados e testes práticos.
- Validar metodologia para avaliação quantitativa do desgaste e taxa de desgaste.

## 3. MATERIAIS E MÉTODOS

O planejamento experimental foi elaborado para avaliar os efeitos quantitativos do processo de shot peening antes do beneficiamento por nitretação gasosa na vida útil de ferramentas de AISI H13 aplicadas no forjamento a quente. A matéria prima, assim como os parâmetros de processo utilizados no tratamento térmico, foram os mesmos para todas as amostras e matrizes. Os experimentos foram divididos em duas partes, na primeira etapa foram avaliados os efeitos de ciclos térmicos em corpos de provas posteriormente submetidos ao teste de fadiga por flexão rotativa. Na segunda etapa do experimento, para avaliação prática do desgaste, uma matriz de forjamento teve 50% da sua

superfície jateada e nitretada enquanto a outra metade foi somente nitretada, a ferramenta foi então submetida ao forjamento de 1600 peças. O planejamento geral dos procedimentos experimentais pode ser acompanhado na Tabela 1 a seguir.

**Tabela 1 – Planejamento do procedimento experimental.**

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	
3.1 FADIGA TÉRMICA	3.2 DESGASTE
3.1.1 Seleção e caracterização dos materiais 3.1.2 Preparação dos corpos de prova 3.1.3 Tratamento térmico e de superfície 3.1.4 Exposição ciclos térmicos 3.1.5 Fadiga por flexão rotativa	3.2.1 Seleção e caracterização dos materiais 3.2.2 Preparação da matriz de forjamento 3.2.3 Tratamento térmico e de superfície 3.2.4 Teste de forjamento 3.2.5 Avaliação do desgaste e propagação de microtrincas

### 3.1 Análise experimental para fadiga térmica

Os corpos de prova foram confeccionados conforme geometria sugerida na norma ISO 1143:2010, com exceção da rugosidade, que foi mantida conforme característica do processo real de fabricação de ferramentais de forjamento. O material beneficiado passou pela fase de acabamento e separado em dois grupos; no Grupo I, corpos somente nitretados. No Grupo II os corpos de prova foram jateados com esferas metálicas (shot peening) e posteriormente nitretados.

#### 3.1.1 Seleção e caracterização dos materiais

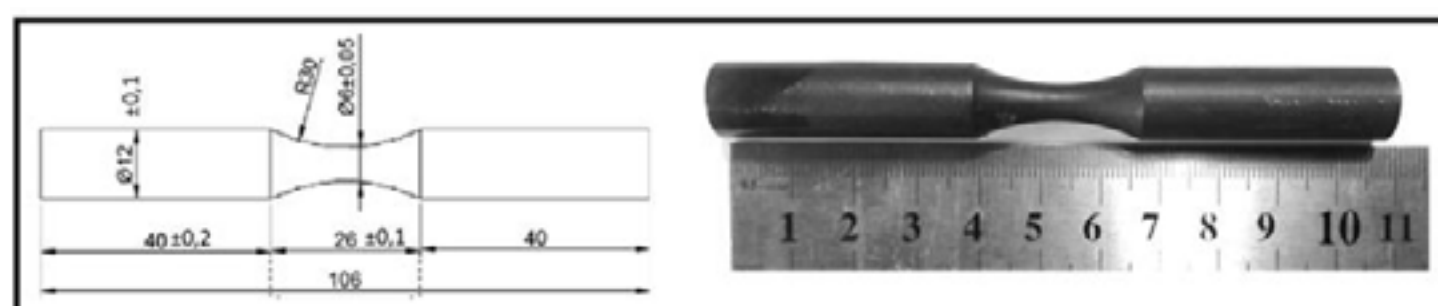
Material dos corpos de provas e ferramentas: AISI H13, DIN 1.2344  
 Fornecimento: Material redondo, diâmetro 218mm.

**Tabela 2 - Composição química aço AISI H13**

COMPOSIÇÃO QUÍMICA % EM MASSA AÇO AISI H13																
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Cu	Bi	N	Al	Sn	Pb	Nb	W
0,3700	0,8400	0,3400	0,0200	0,0010	5,2600	1,2500	0,8400	0,1500	0,0600	0,0050	0,0132	0,0260	0,0050	0,0025	0,0100	0,1800

#### 3.1.2 Preparação corpos de prova

Os corpos de prova foram obtidos através do processo de torneamento, conforme geometria especificada na norma ISO 1143:2010, Figura 5 a seguir.



**Figura 5 - Corpo de prova fadiga por flexão rotativa.**

#### 3.1.3 Tratamento térmico e de superfície

##### Têmpera e revenimento das amostras

##### Ciclo de têmpera

Forno: Tipo T, tamanho 10.

Temperatura de austenitização (T1) = 855°C, tempo (t1) = 190min.

Temperatura de austenitização (T2) = 1020°C, tempo (t2) = 30min.



Potencial de carbono: 0,4%, meio de têmpera: Ar forçado

### Ciclo de revenimento

Primeiro revenimento (TR1) = 570°C, tempo (tr1) = 200min.

Segundo revenimento: (TR2) = 585°C, tempo (tr2) = 200min.

Terceiro revenimento: (TR3) = 605°C, tempo (tr3) = 120min.

### Inspeção de dureza e rugosidade superficial

Dureza Superficial = 44,5 – 46,5 HRC

Dureza no Núcleo = 45 HRC

Tabela 3 - Dureza superficial dos corpos de prova (HRC).

DUREZA SUPERFICIAL (HRC)													
Região	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	Média	Desvio Padrão
Superfície	46,50	46,00	46,50	46,00	45,50	44,50	44,50	46,00	46,50	46,50	46,50	45,91	0,77



## Shot Peening

O processo de shot peening dos corpos de prova foi realizado em uma cabine manual com área de trabalho de 900mm de largura por 750mm de profundidade e 700mm de altura. A pressão de trabalho utilizada foi de 5,8 bar e bico de 6,35mm.

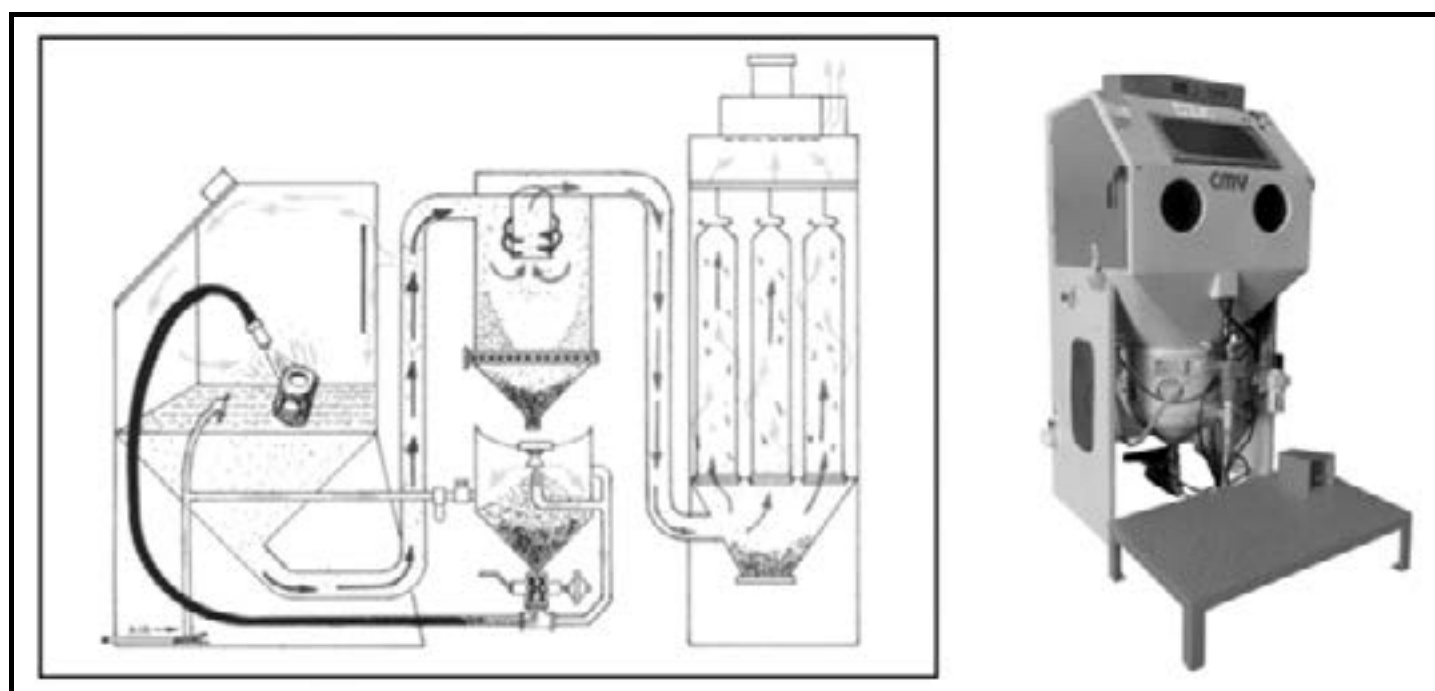


Figura 6 - Configuração do equipamento por jato pressurizado.

## Parâmetros do processo de Shot Peening

Parâmetro de processo e curva de saturação – Shot Peening

Intensidade de Saturação: 0,24 mm C (equivalente a 0,84 mm A).

Tempo de Saturação: 7,6 segundos.

Granalha S 330, 0,84mm.

## Nitreção

O processo foi realizado em forno de poço com atmosfera nitretante (amônia), temperatura de 560°C por 12hs, dureza superficial: 1085 HV com profundidade de camada de 0,16mm, conforme Tabela 4 de microdureza. Microestrutura isenta de nitretos alinhados nos contornos de grão com camada branca: 4,88µm.

Tabela 4 – Perfil de microdureza da camada nitretada.

RESULTADO DO ENSAIO DE MICRODUREZA																								
Distância entre pontos	[mm]	0,020	0,030	0,040	0,050	0,060	0,070	0,080	0,090	0,100	0,110	0,120	0,130	0,140	0,150	0,160	0,170	0,180	0,190	0,200	0,210	Núcleo	Dureza Limite [Núcleo + 50 HV]	Profundidade de Camada [mm]
Encontrado	[HV0,2]	1122	1102	1085	1091	1080	1047	1082	999	853	674	513	469	470	464	469	444	439	425	425	422	408	458	0,15

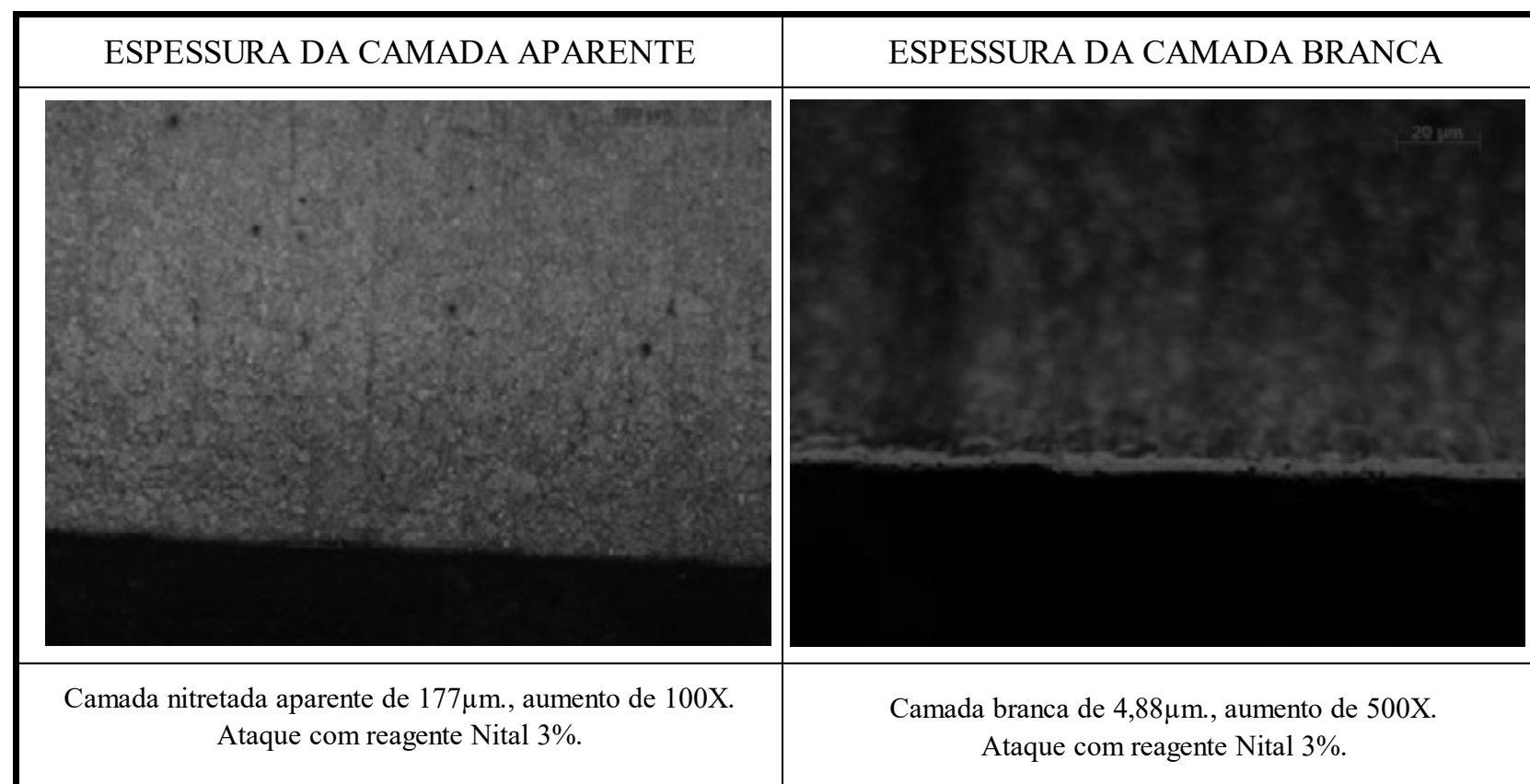


Figura 7 – Espessura da camada aparente e camada branca.

### Perfil de rugosidade

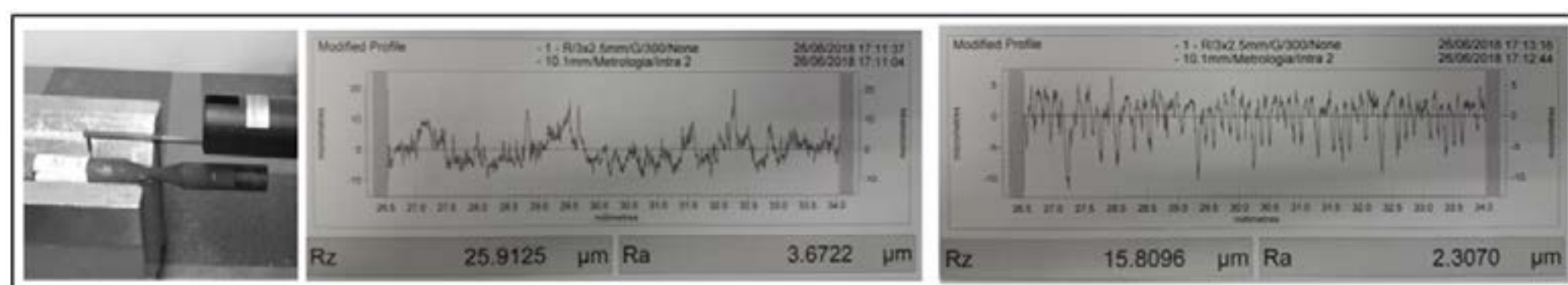


Figura 8 - Perfil de rugosidade amostra usinada, Grupo I (esq.), Shot Peening (dir.).

### 3.1.4 Exposição aos ciclos térmicos

Os corpos de prova foram fixados em um tubo de alumínio com diâmetro de 30mm e comprimento de 110mm. O conjunto foi montado em uma unidade motriz, com rotação  $n=1,4\text{rpm}$ , velocidade tangencial  $V_t = 4,0\text{mm/s}$ , no total foram realizados 500 ciclos térmicos. Montados em lados opostos, fonte de calor e unidade de resfriamento. A temperatura nominal de chama foi de  $1300^\circ\text{C}$ , a temperatura medida em uma distância de 50mm do ponto quente da chama foi de  $1260^\circ\text{C}$ . A unidade de resfriamento foi composta por um sistema de spray de água com pressão de 2,4bar. A temperatura superficial medida nos corpos de prova após a estabilização do regime foi de  $\sim 650^\circ\text{C}$  na zona quente e  $\sim 120^\circ\text{C}$  na zona fria. A configuração da montagem pode ser vista na Figura 9 a seguir.

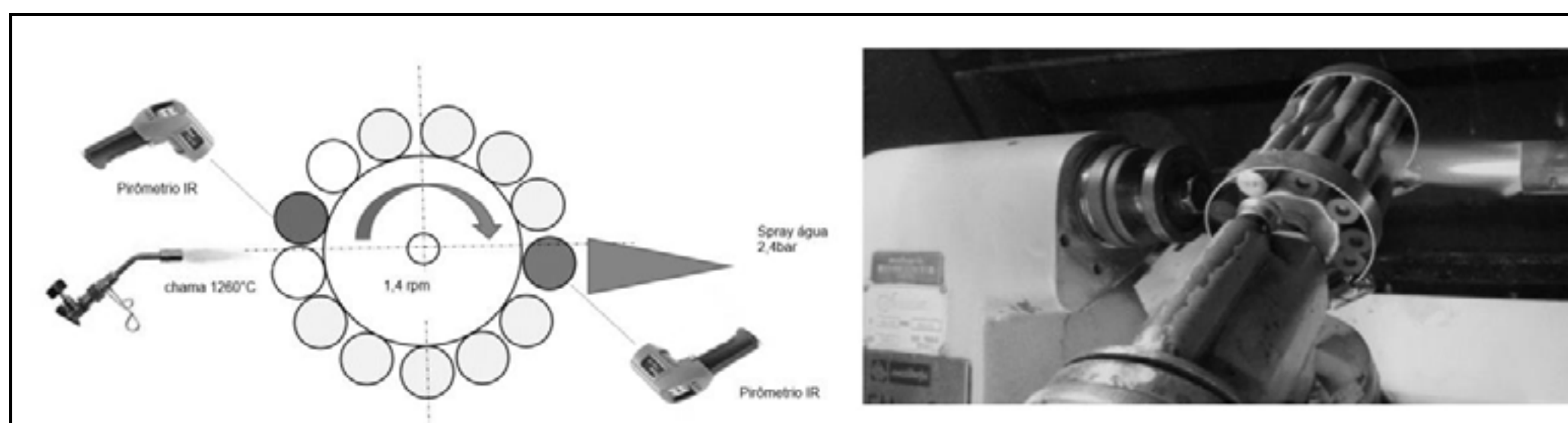


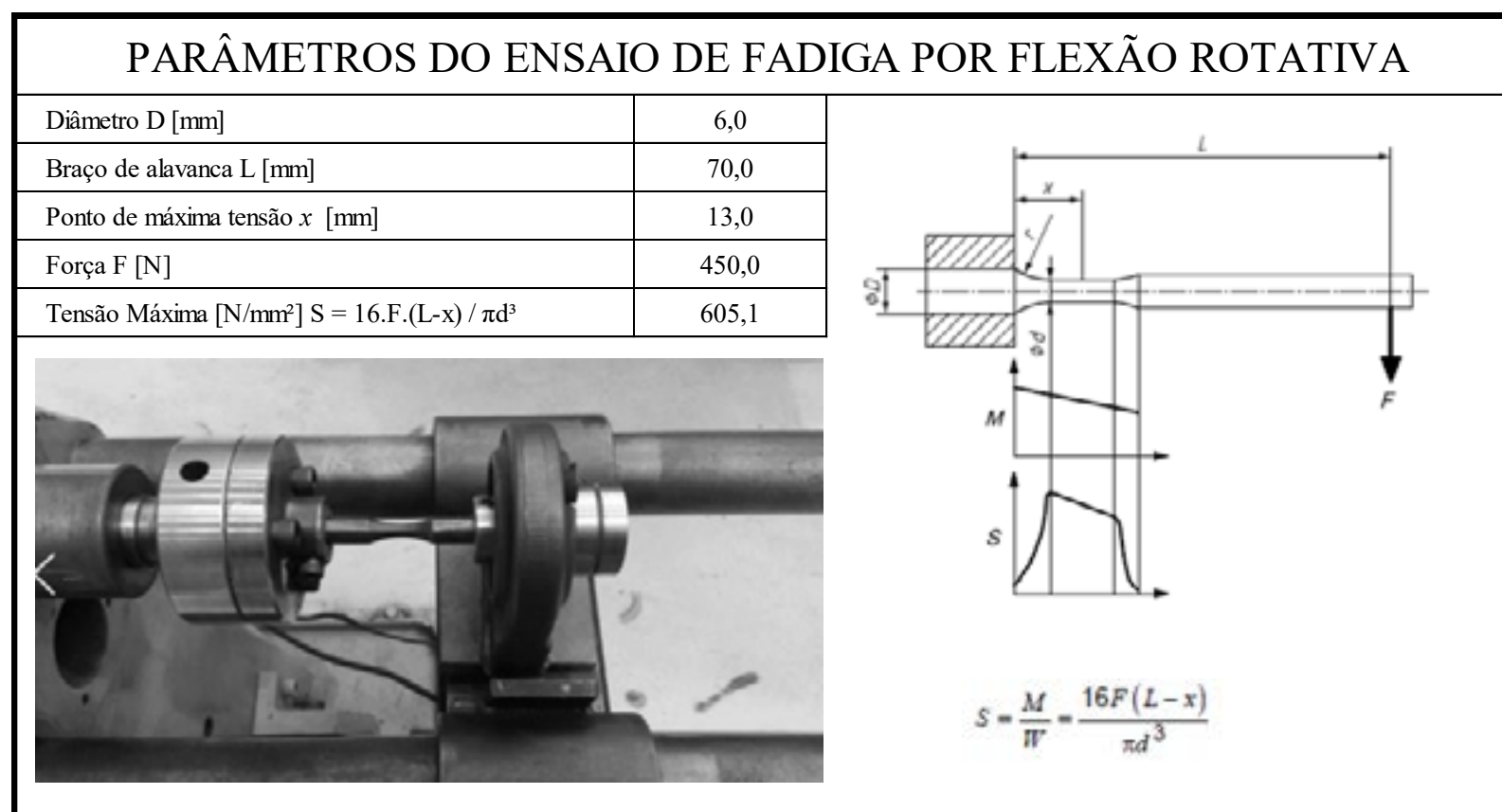
Figura 9 - Arranjo de montagem do sistema para ciclagem térmica.

### 3.1.5 Teste de fadiga por flexão rotativa

Após a aplicação de 500 ciclos térmicos, os corpos de prova, previamente identificados, foram montados na bancada para teste de fadiga por flexão rotativa. A rotação programada foi de 1200 rpm e carga de 450N. A carga aplicada na extremidade do corpo de prova foi de  $L=70\text{mm}$ , resultando uma tensão máxima de  $605,1\text{ N/mm}^2$ .



Tabela 5 – Parâmetros do ensaio de fadiga.



### 3.2 Análise experimental do processo de desgaste

Para a avaliação do desgaste em aplicação prática, uma matriz de forjamento para anéis de encosto de rolamentos foi confeccionada em material AISI H13 com dureza de 45 a 47HRC. Após a usinagem do material já beneficiado, a *ferramenta teve um de seus lados jateados pelo processo de shot peening*. A ferramenta foi então submetida a nitretação gasosa e posteriormente aplicada no forjamento de uma campanha de 1600 peças.

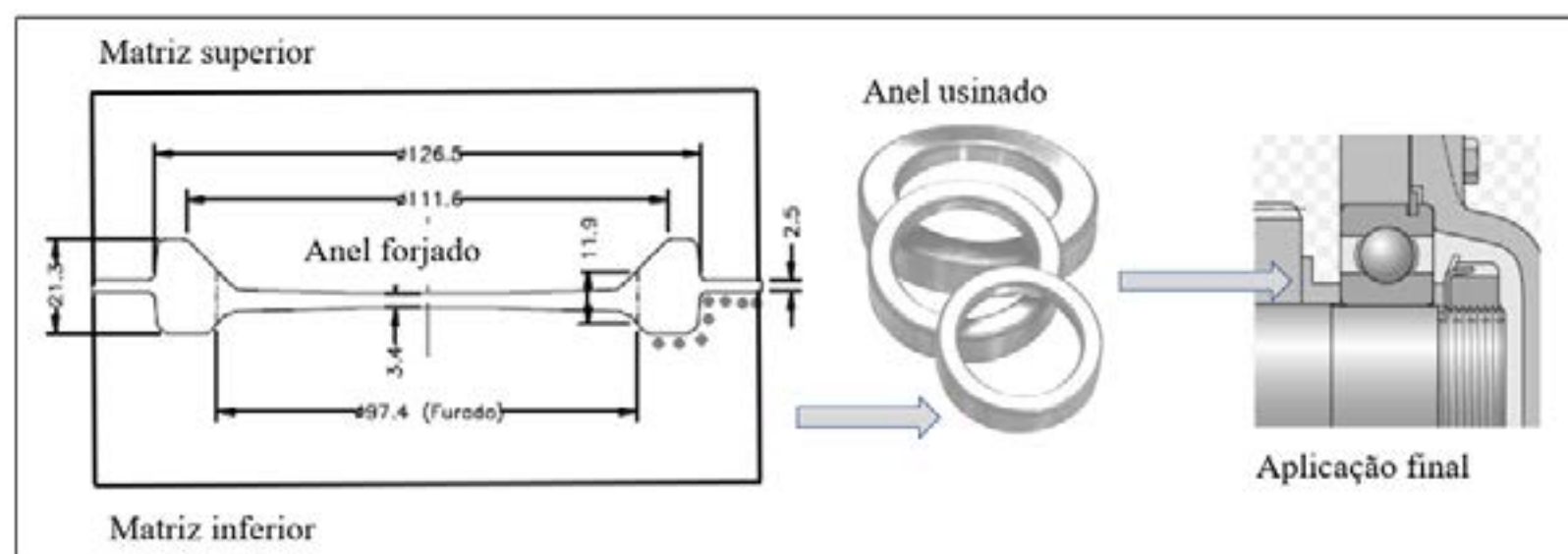


Figura 10 - Ferramental de forjamento e aplicação final do produto forjado.

#### 3.2.1 Preparação das matrizes

O desbaste da ferramenta foi executado conforme programa CAD/CAM em centro de usinagem MIKRON HSM 800. Após o desbaste a ferramenta foi temperada e revenida com dureza alvo de 47 HRC. Após o tratamento térmico a ferramenta passou pelo processo de acabamento.

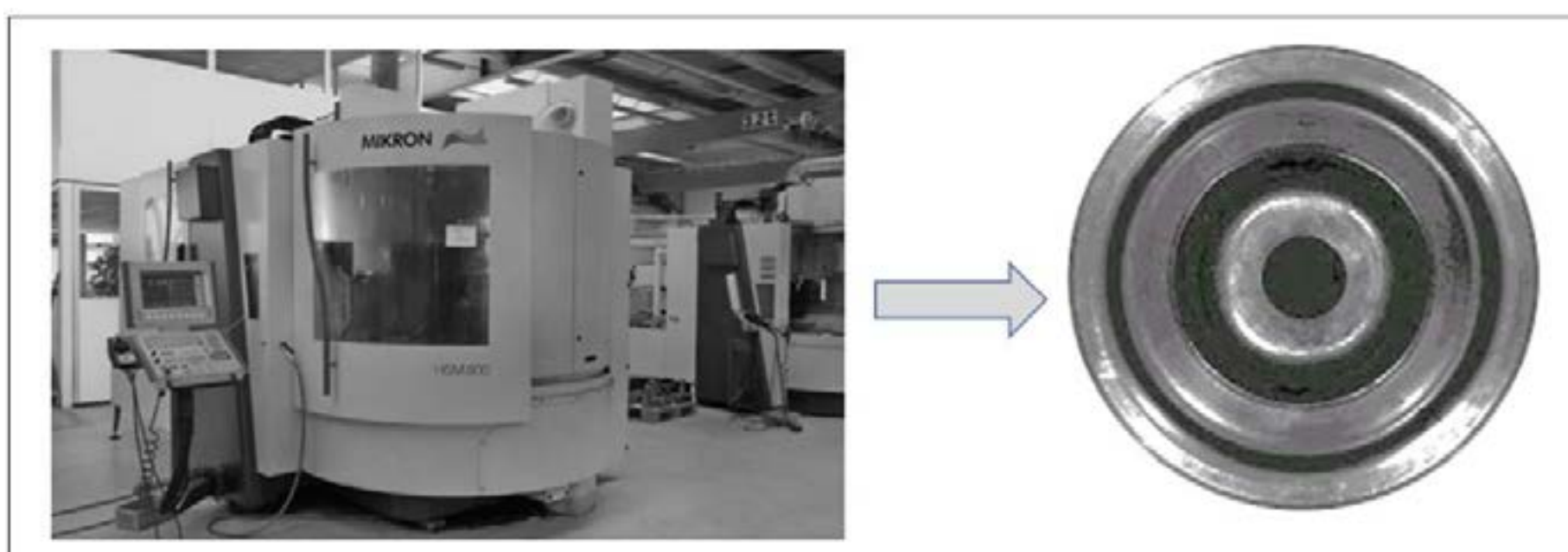


Figura 11 - Produção de insertos de anéis forjado em centro de usinagem HSM 800.

### 3.2.2 Tratamento de superfície

Parâmetro de processo e curva de saturação – Shot Peening  
 Intensidade de Saturação: 0,24 mm C (equivalente a 0,84 mm A).  
 Tempo de Saturação: 7,6 segundos.

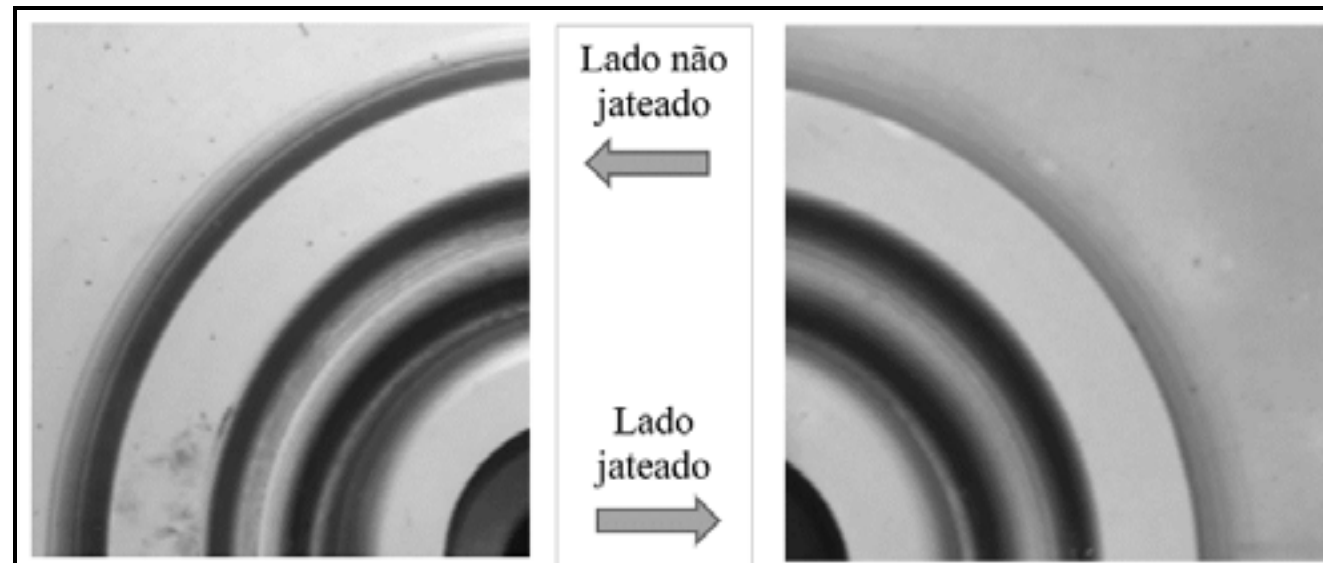


Figura 12 - Lados opostos da matriz de forjamento, lado esq. Sem shot peening, dir. com shot peening.

### 3.2.4 Teste de forjamento

Estágios: dois  
 Prensa: mecânica rápida do tipo MAXIPRESS 1600 tonf.  
 Matriz: fechada com escapamento de rebarba  
 Material forjado: SAE 1045  
 Temperatura de forjamento: 1220°C a 1250°C  
 Temperatura do ferramental: 120°C  
 Lubrificação: solução de grafite com água diluição de 6:1



Figura 13 - Primeira operação de forjamento, pré-forma.

### 3.2.5 Análise do desgaste

#### Metodologia de avaliação do desgaste de uma matriz de forjamento

Com o propósito de avaliar quantitativamente o desgaste, se testou uma técnica prática e simples. Forjou-se uma campanha de 1600 peças de um anel de encosto. Introduziu-se na região jateada a gravação de uma calota esférica para identificar o lado da ferramenta onde se aplicou o processo de shot peening. Como se trata de uma peça axissimétrica, foi necessária a identificação de posição.

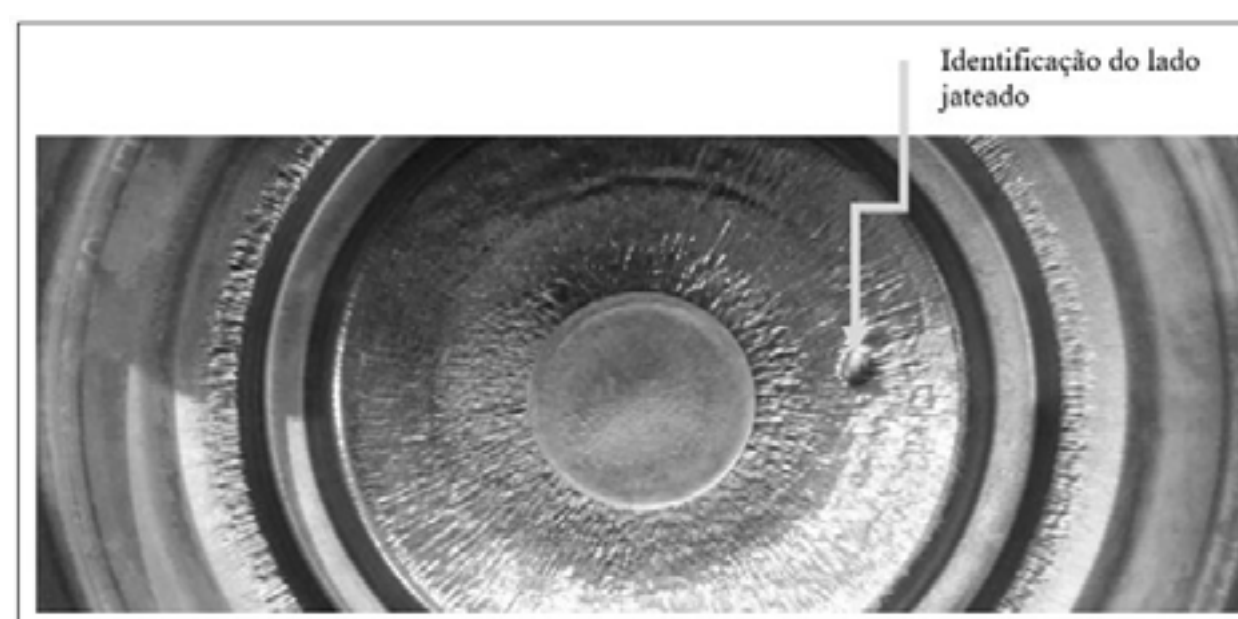


Figura 14 – Marcação da posição do lado da ferramenta com shot peening.



Uma peça a cada 200 foi retirada durante o forjamento e separada para posterior medição. Sabe-se que a peça forjada copia a geometria do ferramental, sendo uma réplica precisa da cavidade. Indiretamente, através da inspeção e medição das peças retiradas durante o forjamento, foi possível acompanhar o desgaste da cavidade real.

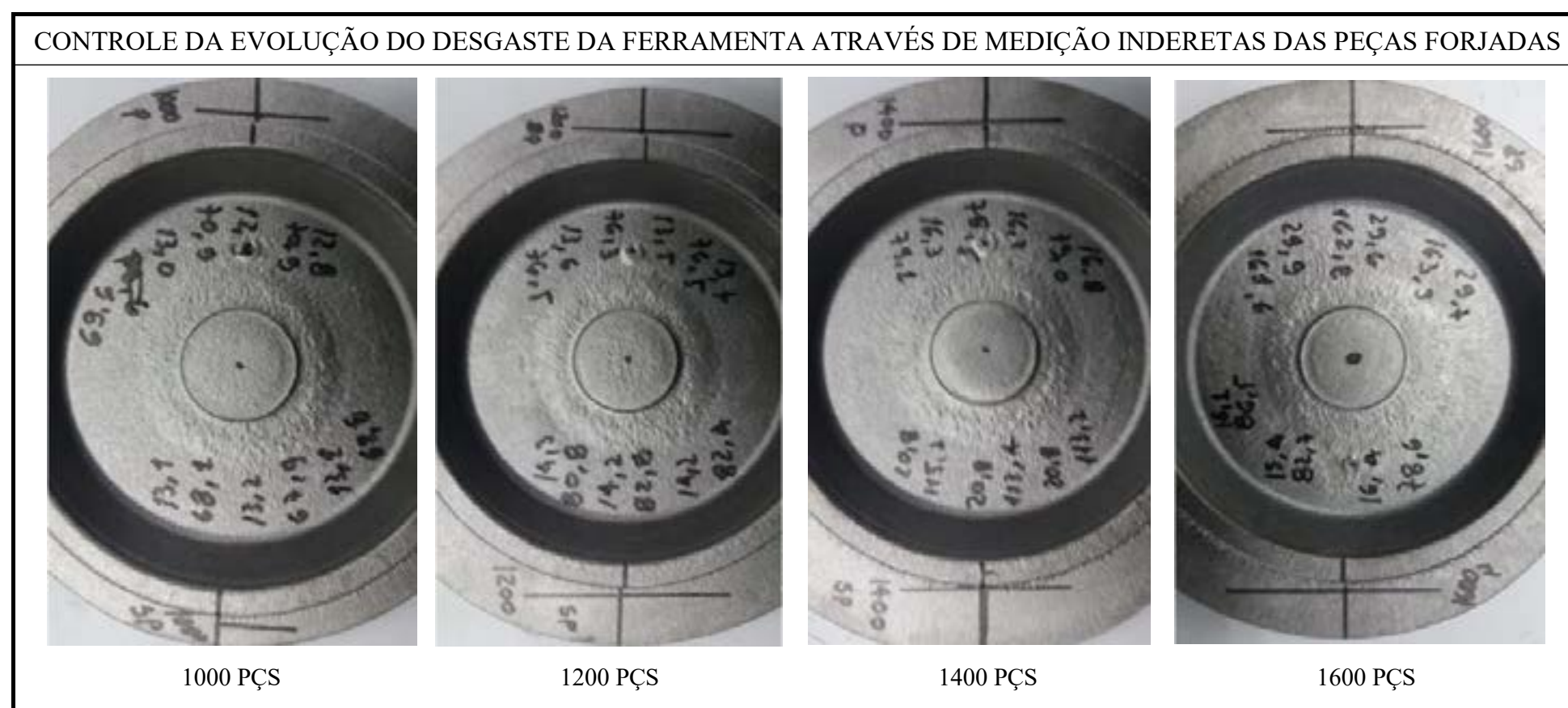


Figura 15 - Aspecto das peças forjadas retiradas durante o processo.

Após o resfriamento das peças, mediu-se o perfil da região indicada na Figura 16.

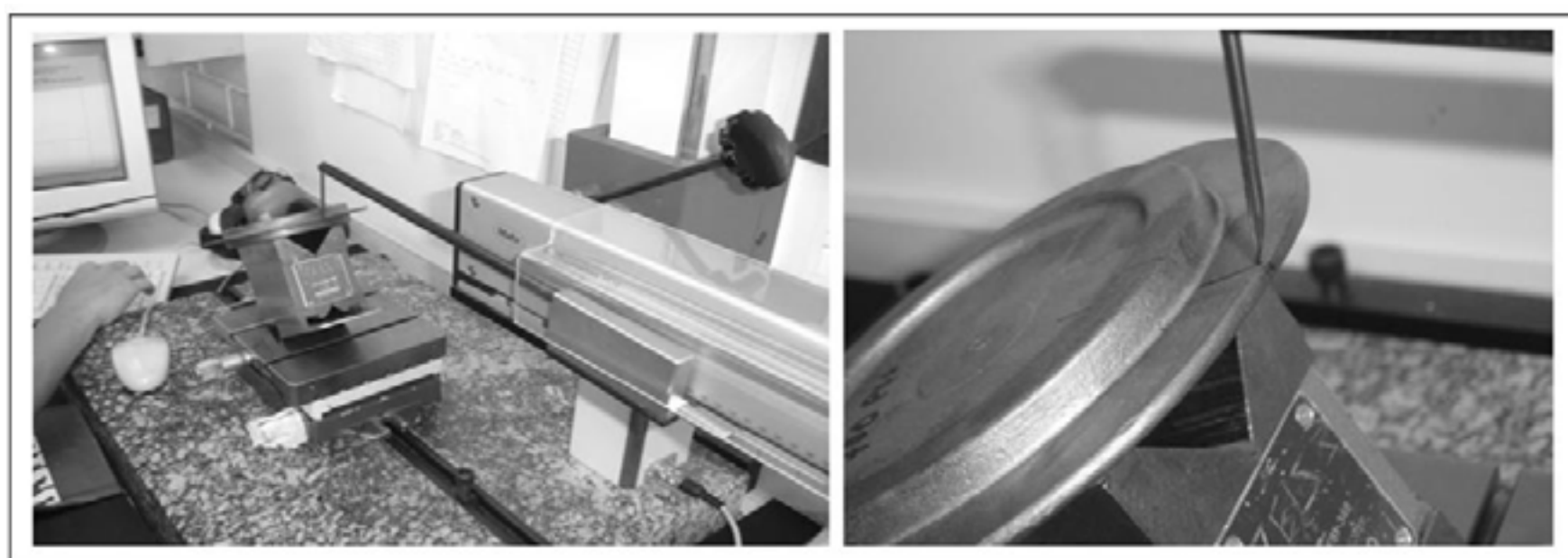


Figura 16 - Inspeção perfilométrica, perfilômetro MAHR.

Os perfis das peças (0) a (1600), foram coletados conforme Figura 17, os dados foram armazenados e tratados. O ponto de interesse para análise de desgaste é somente o raio de escapamento da rebarba. Para análise do gráfico foram utilizados os pontos onde as curvas interceptam uma reta a 45°.

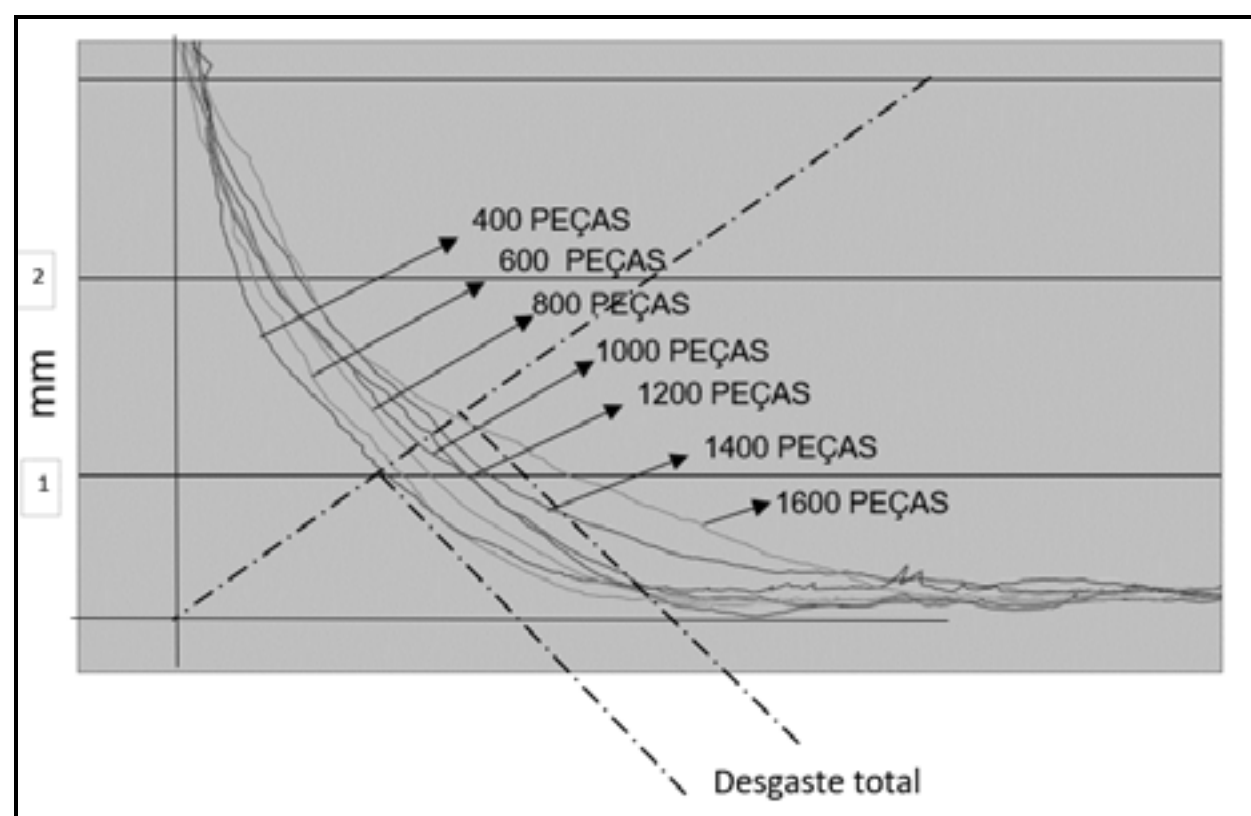


Figura 17 – Perfis de desgaste do lado não jateado do ferramental.

## 4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Teste de fadiga por flexão rotativa

Após exposição aos ciclos térmicos, condição em que a temperatura foi variada entre 650°C na zona quente e 120°C na zona fria, as amostras foram submetidas ao teste de fadiga por flexão rotativa. Os resultados dos ensaios podem ser vistos na Tabela 5.

Tabela 5 – Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa.

RESULTADO DO ENSAIO DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA							
Grupo de Amostras	Nominal	GRUPO I (NITRETAÇÃO)			GRUPO II (SHOT PEENING + NITRETAÇÃO)		
		500 ciclos	500 ciclos	500 ciclos	500 ciclos	500 ciclos	500 ciclos
Fadiga térmica 120°C - 650°C							
Diâmetro D[mm]	6,0	5,97	6,06	6,02	5,99	5,99	6,01
Braço de alavanca L[mm]	70,0	70,0	70,0	70,0	70,0	70,0	70,0
Ponto de máxima tensão [mm]	13,0	13,0	13,0	13,0	13,0	13,0	13,0
Força F[N]	450,0	450,0	450,0	450,0	450,0	450,0	450,0
Tensão Máxima [N/mm <sup>2</sup> ] = $16.F.(L-x) / \pi d^3$	605,1	614,3	587,3	599,1	608,1	608,1	602,1
Vida em fadiga (número de ciclos)		<b>30.588</b>	<b>154.111</b>	<b>121.322</b>	<b>73.223</b>	<b>234.117</b>	<b>273.223</b>
Vida em fadiga MÉDIA (número de ciclos)			<b>102.007</b>			<b>193.521</b>	
Desvio padrão			63.986			106.000	
Coefficiente de variação			0,627274776			0,547744816	

A tabela acima resume o resultado dos dois grupos analisados, assim como o efeito benéfico obtido pela aplicação do processo de shot peening. Considerando-se a vida média das amostras, se obteve um ganho de 89% no número de ciclos para as amostras do Grupo II.

Sabe-se que processo de shot peening vem sendo empregado por muito tempo para melhorar a vida em fadiga de componentes mecânicos uma vez que o trabalho mecânico a frio realizado pelas microesferas além de induzir tensões compressivas na superfície, promovem a suavização da rugosidade superficial (CHANG, 2008). Considerando a temperatura aplicada durante a ciclagem térmica, é possível que os efeitos das tensões compressivas tenham sido de alguma forma comprometidos ou anulados. Ainda assim, a medição da superfície após os ciclos térmicos, demonstrou que o efeito sobre da rugosidade se manteve praticamente inalterado. Superfícies torneadas são anisotrópicas e caracterizadas por uma variação simétrica e periódica de picos e vales. Superfícies jateadas apresentam uma topografia isotrópica com uma distribuição mais assimétrica e aleatória de picos e vales. Uma superfície mal-acabada contém irregularidades que, como se fossem entalhes, aumentam a concentração e tendem a diminuir a resistência à fadiga. Entre o Grupo I e o Grupo II, observou-se redução da rugosidade superficial devido a aplicação do shot peening foi de RZ=25,9 para RZ=15,8. O resultado obtido, alinha-se com os encontrados no trabalho de Shih-Hsien Chang, que observou melhora de até 200% na vida útil de ferramentas sob o ponto de vista de desgaste e formação de trincas térmicas após o pré-tratamento com shot peening.

### 4.2 Teste prático de desgaste em matriz de forjamento

O desgaste abrasivo em cavidades de ferramentas de forjamento a quente é um dos mais comuns modos de falhas, estando presente em menor ou maior intensidade em 100% dos casos. O processo de desgaste é fortemente dependente das condições de contorno entre peça e matriz. O desgaste abrasivo é causado por partículas endurecidas que se movimentam ao longo da ferramenta arrastadas pelo escoamento do material conformado. O resultado comparativo do teste de forjamento de uma ferramenta que teve um dos seus lados jateado através do processo de shot peening pode ser visto através das medições realizadas em peças segregadas ao longo do forjamento conforme segue.

#### Desgaste relativo e desgaste absoluto

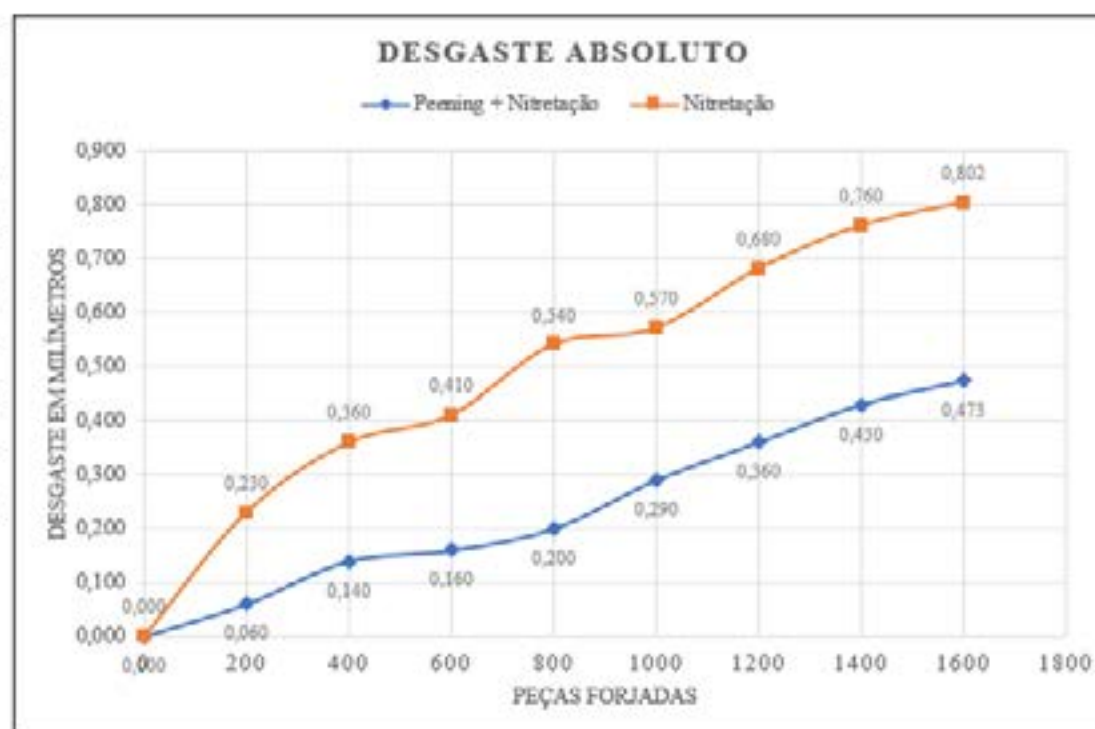


A Tabela 6 a seguir apresenta os perfis de desgaste de forma numérica e gráfica, os valores foram obtidos conforme metodologia detalhada no Item 3.2.5. Tal valor de referência relaciona-se a um desgaste do raio de escoamento: quanto maior o raio, maior será o valor de referência. Através dos resultados obtidos foi possível avaliar que após o forjamento de 1600 peças o lado da matriz onde foi utilizado o processo híbrido de shot peening seguido por nitretação sofreu um desgaste total de  $0,473\text{mm}$ , enquanto o lado somente nitretado foi desgastado em  $0,802\text{mm}$ , apresentando

Tabela 6 – Perfil de desgaste absoluto, comparativo do efeito do processo de shot peening.

desgaste 69,5% superior.

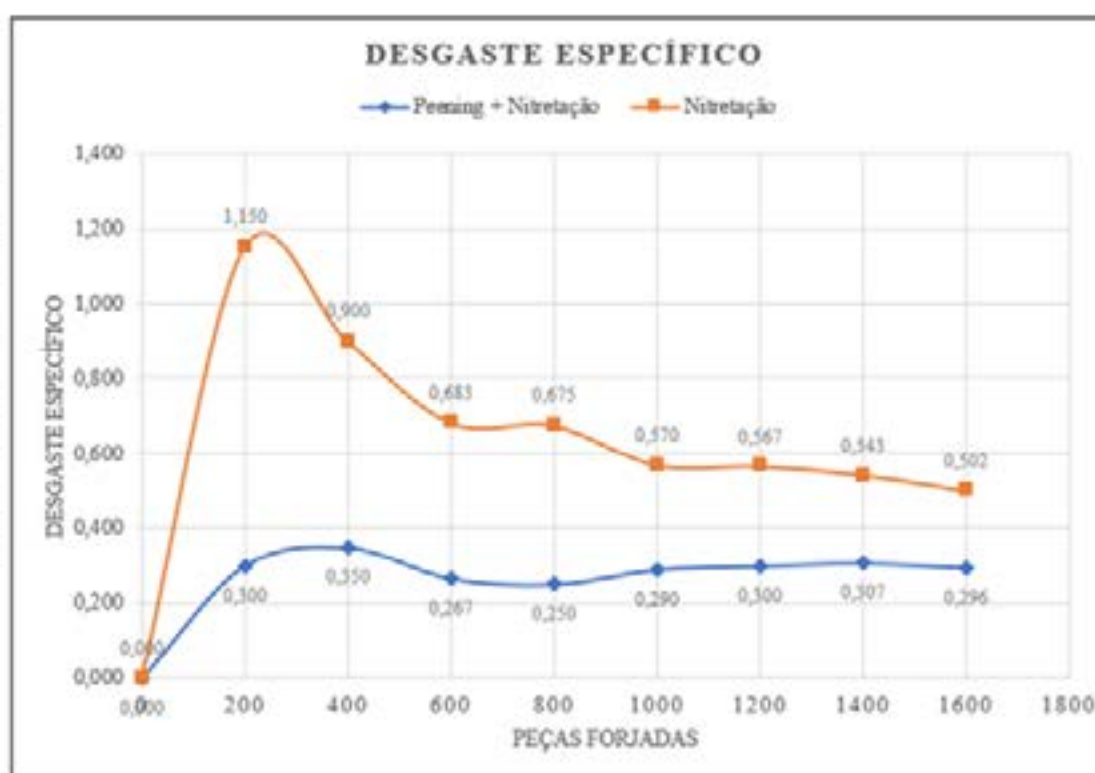
Desgaste absoluto (mm)		
Peças Forjadas	Peening + Nitretação	Nitretação
0	0,000	0,000
200	0,060	0,230
400	0,140	0,360
600	0,160	0,410
800	0,200	0,540
1000	0,290	0,570
1200	0,360	0,680
1400	0,430	0,760
1600	0,473	0,802



Através do desgaste específico (Tabela 7) é possível verificar a taxa de desgaste ao longo do forjamento, percebe-se que no ferramental somente nitretado, a taxa de desgaste no início do forjamento é bastante acentuada, uma teoria para este comportamento é a quebra das cristas da rugosidade superficial no início do forjamento. Este efeito promove um rápido desgaste dos pontos mais elevados da superfície, além de formar irregularidades na continuidade e espessura da camada nitretada. Esse comportamento não se observa no perfil do lado da matriz tratada pelo processo de shot peening, possivelmente pela anulação prévia dessas cristas durante o jateamento.

Tabela 7 - Comparativo das taxas de desgaste.

Desgaste específico ( $\mu\text{m}$ por peça forjada)		
Peças Forjadas	Peening + Nitretação	Nitretação
0	0,000	0,000
200	0,300	1,150
400	0,350	0,900
600	0,267	0,683
800	0,250	0,675
1000	0,290	0,570
1200	0,300	0,567
1400	0,307	0,543
1600	0,296	0,502



Considerando-se a taxa de desgaste médio de  $0,296\mu\text{m}$  por peça forjada para o processo híbrido, contra  $0,502\mu\text{m}$  por peça forjada da condição somente nitretada, obteve-se uma redução de 57% no desgaste. No trabalho escrito por Bilik Pompurova, o valor encontrado foi de 60%.

Outro fator que poderia explicar a recuperação da vida útil para o lado da ferramenta tratado pelo processo híbrido está contido no modelo de ARCHARD modificado por PANESAR (Eq. 1), conforme descrito abaixo:

$$\Delta d = \frac{K \cdot P \cdot \Delta L}{H} \quad (\text{Eq. 1})$$

Onde:

$\Delta d$ : profundidade do desgaste em (mm) para cada incremento de  $\Delta t$  (s);

K: coeficiente adimensional de desgaste;

P: Pressão de contato ( $N/mm^2$ );

$\Delta L$ : distância percorrida pelo escoamento (mm)  $V \cdot \Delta t$  (s);

V: Velocidade do escoamento (mm/s);

H: dureza da ferramenta ( $N/mm^2$ );

Segundo modelo de ARCHARD, uma possibilidade para redução do desgaste poderia ser obtida pela redução local da velocidade. Para avaliar o perfil de velocidade na região de interesse, realizou-se a simulação numérica do escoamento e velocidade na região de interesse considerando os efeitos geométricos gerados pelo processo de shot peening, Figura 18, quadro inferior direito.

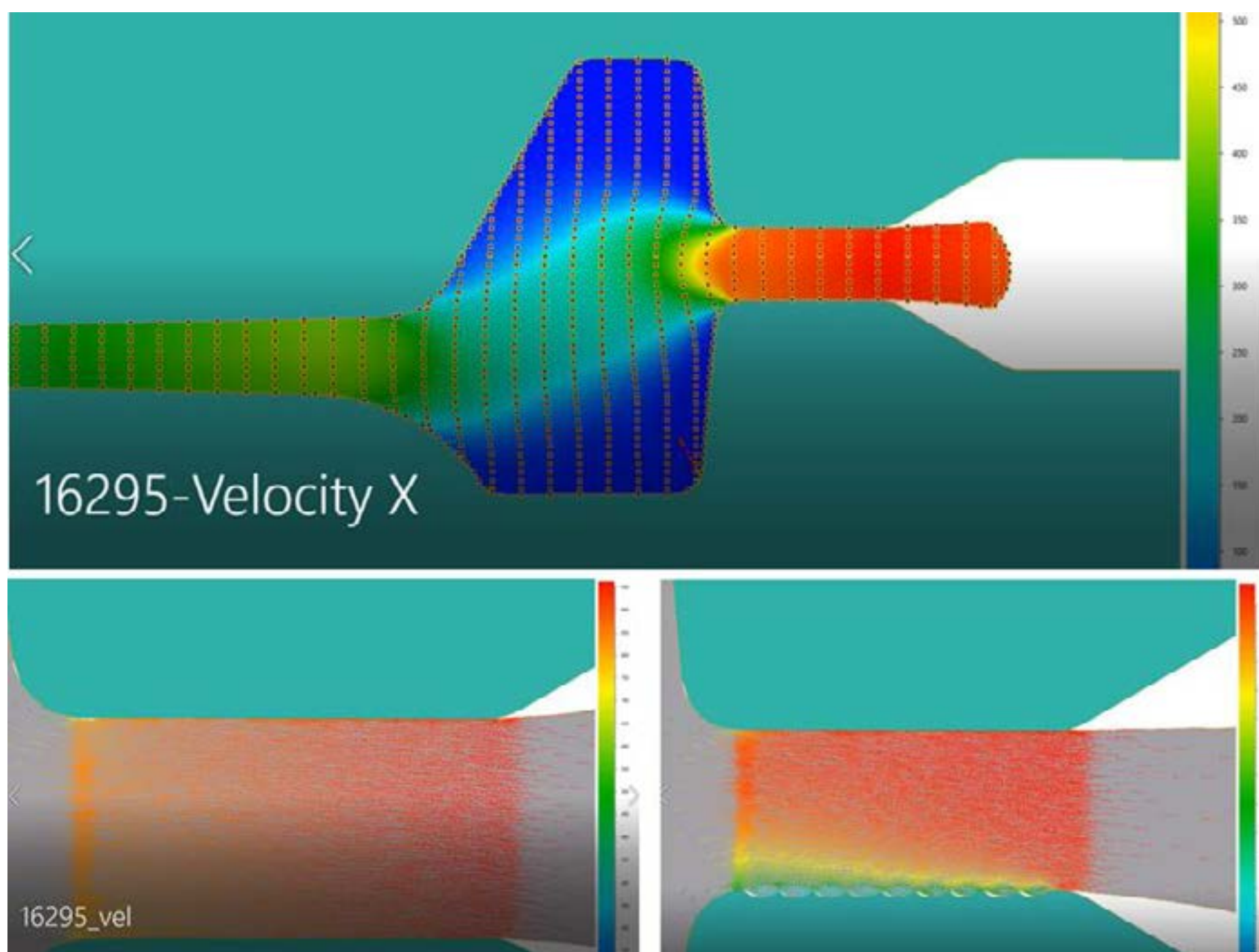


Figura 18 – Efeito da alteração topográfica no perfil de velocidade de escoamento.

O resultado da simulação apontou que a topografia formada pelas pequenas calotas promoveu a desaceleração do fluxo do material em contato com a superfície da matriz. Nesta região a velocidade foi reduzida de 0,720m/s para 0,340m/s, o que poderia justificar a redução do desgaste segundo o modelo de ARCHARD. Outro ponto que pode ser observado na simulação é a formação de vazios dentro das calotas, que na aplicação prática, podem representar sítio favoráveis para retenção de desmoldante. A simulação realizada forneceu bons indícios de que a alteração da topografia pelo processo do shot peening favorece a redução do perfil de velocidade junto a superfície, no entanto não clarifica o mecanismo de redução da taxa de desgaste para ambos os processos ao longo do forjamento. Uma hipótese seria a suavização do raio na região do escoamento causado pelo desgaste. Após o forjamento de 1600 o raio original de 1,5mm foi aumentado para 1,95mm, em seu trabalho CHANG relata que a o aumento do raio tem um efeito extremamente relevante, podendo dobrar ou triplicar na vida útil da ferramenta.

## 5.0 CONCLUSÕES

A técnica indireta para avaliação do perfil geométrico de matrizes de forjamento demonstrou ser uma ferramenta útil para o monitoramento quantitativo do desgaste, permitindo a comparação entre processos e parâmetros relacionados a vida útil. O teste de fadiga por flexão rotativa revelou



que os danos acumulados na superfície através da fadiga térmica podem ser atenuados pelo processo de shot peening, que nesta aplicação ampliou a vida dos corpos de prova em 89%. Não se pode determinar exatamente qual efeito foi responsável por esta recuperação, no entanto, a redução da rugosidade é sabidamente entendida como benéfica em corpos submetidos a fadiga térmica e mecânica. Com relação ao desgaste da matriz de forjamento no teste prático, o processo de shot peening se mostrou extremamente eficiente na redução da taxa de desgaste, enquanto no processo híbrido de shot peening seguido por nitretação o desgaste total foi de  $0,473\text{mm}$ , o lado da matriz somente nitretado foi desgastado em  $0,802\text{mm}$ , apresentando um dano 69,5% superior. Com relação a camada nitretada, foi possível observar através das curvas de desgaste absoluto que seu benefício atuou somente nas primeiras 200 peças forjadas para a situação convencional. No entanto para a condição híbrida a camada nitretada durou aproximadamente 600 peças, um valor três vezes superior.

## 6.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

CETLIN, P. Roberto.; HELMAN, Horácio. **Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais**, 2012. cap. 7.

CHANG, **Shih-Hsein.**; **Effect of Shot Peening Treatment on Forging Die Life – JAPAN**, 2008.

Gonçalves, C. Sales, **Efeito do Processo de Nitretação Sob Plasma no Comportamento em Fadiga Térmica dos Aços**, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2012.

MITROVIC, Slobodan.; BABIC, Miroslav.; ADAMOVIC, Dragan.; **Wear and Friction Properties of Shot Peened Surfaces of 36CrNiMo4 and 36NiCrMo16 Alloyed Steels Under Dry and Lubricated Contact Conditions**, 2012.

A. PANESAR, S. **EVALUATION OF WEAR COEFFICIENT OF HOT FORGING DIES IN HAMMER FORGING**. A Thesis Submitted in partial fulfillment of the requirement for the award of Degree of Master of Engineering, 2008.

SIVPURI, Rajiv.; BABU, Sailesh.; SEMIATIN, S. **ASM Handbook, V14A - Metalworking: Bulk Forming**, 2005. cap. 5, p. 62-76.

BILIK, J.; Pompurová. **Increasing the Lifetime of Forming Tools**, ESTONIA, 2012.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## MARTÊMPERA EM BANHO Sn EUTÉTICA: AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO NO AÇO FERRAMENTA AISI D6

## MARTEMPERING IN BATH Sn EUTECTIC: EVALUATION OF THE HEAT TREATMENT IN THE TOOL STEEL AISI D6

(1) Felipe Canal

(2) Mario Wolfart Junior

(3) Guilherme Cavali

(4) Mateus Ritter Pasini

(5) Alexandre Da Silva Rocha

### RESUMO

O tratamento térmico de aços ferramenta apresenta grande complexidade em virtude da possibilidade de empenamento, geração de trincas e quebra da ferramenta no resfriamento durante a têmpera convencional, normalmente realizado em óleo a 70°C. Um procedimento eficaz para minimizar estes riscos é o tratamento térmico de martêmpera, que tem por objetivo resfriar a peça em um banho líquido que se encontra em uma temperatura acima da faixa martensítica (Ms) do aço, seguido de arrefecimento. O presente estudo buscou avaliar a eficiência da utilização da liga Sn eutética como banho líquido na martêmpera do aço AISI D6, com o intuito de obter uma alternativa aos banhos de sais extremamente prejudiciais a saúde e ao meio ambiente. Para tal, além da análise das taxas de resfriamento do banho, foi realizado tratamento térmico de têmpera convencional, podendo assim comparar as propriedades obtidas entre os dois processos. As temperaturas durante todo o ciclo térmico foram monitoradas e adquiridas via FieldLogger para a análise das taxas de resfriamento do processo. Após os tratamentos térmicos realizados, os corpos de prova foram submetidos aos ensaios de impacto charpy, metalográfico e microdureza Vickers (HV). Os resultados foram relacionados e então analisado a eficiência do processo. Os dois tratamentos térmicos apresentaram resultados equivalentes nos ensaios, sendo que a martêmpera proporcionou uma maior tenacidade.

**Palavras-chave:** Martêmpera, têmpera, AISI D6, resfriamento, liga Sn eutética.

(1) Estud. Engenharia; Instituto Federal Catarinense – Luzerna, felipe1234canal@gmail.com.

(2) Prof. Dr. Eng.; Instituto Federal Catarinense – Luzerna, mario.wolfart@ifc.edu.br.

(3) Estud. Engenharia; Instituto Federal Catarinense – Luzerna, guicavali01@gmail.com.

(4) Estud. Engenharia; Instituto Federal Catarinense – Luzerna, mateus.pasini@ifc.edu.br

(5) Prof. Dr. Eng.; Universidade Federal do Rio Grande do Sul – Porto Alegre, alexandre.rocha@ufrgs.br.



## ABSTRACT

The high precision heat treatment presents great complexity due to the possibility of warping, cracking and tool breakage in the cooling process during a conventional quenching, usually performed in oil at 70 ° C. An effective procedure to minimize these risks is the heat treatment of martempering, that aims to cool a piece in bath liquid, which is at a temperature above the martensitic range ( $M_s$ ) of steel, subsequently cooling. The purpose of the study is to evaluate the efficiency of Sn alloy eutetic as a liquid bath in the martempering of AISI D6 steel, in order to provide an alternative to the baths of the salts extremely harmful to health and the environment. To this end, besides the analysis of bath cooling rates, a thermal quenching conventional was performed, comparing the properties between the two processes. The temperatures of the entire cycle were monitored and purchased via FieldLogger for the analysis of the cooling process. After the thermal results, the specimens were submitted to a Vickers (HV) charpy, metallographic and microhardness impact test. The result were related and then the efficiency of the process was analyzed. The two thermal groups present equivalent results in the trials, but martempering indicated a higher tenacity.

**Key words:** Martempering, queching, AISI D6, cooling, Sn alloy eutetic.

## 1. INTRODUÇÃO

Os aços ferramentas constituem uma classe de ligas ferrosas, empregadas em diversas situações na indústria, tais como: moldes, matrizes, dispositivos e demais componentes mecânicos chamados de ferramentas, utilizados em processos de corte ou conformação mecânica [1]. As altas solicitações mecânicas a que esses aços são submetidos exigem que eles tenham alta resistência mecânica e resistência ao desgaste aliados a tenacidade. Sendo assim, é necessário que sejam submetidos a tratamentos térmicos que possibilitem a maximização de suas propriedades.

A têmpera convencional é um desses tratamentos térmicos, que tem por objetivo aquecer o aço até sua temperatura de austenitização, - que depende da composição química do material - mantê-la em temperatura até que toda a peça atinja a fase austenita e resfriá-la em água ou óleo. Esse resfriamento severo que ocorre no aço permite que a fase austenita se transforme em martensita, microconstituente de alta resistência, ocasionando assim o aumento das propriedades mecânicas do aço. Esse ciclo térmico é demonstrado na Figura 1, onde pode-se perceber um gradiente de temperatura entre a superfície e o núcleo da peça. Essa transformação de fase no resfriamento aliado ao gradiente obtido gera contrações no material, podendo assim, levar a empenamento da peça ou geração de trincas, principalmente em geometrias complexas.

O tratamento térmico de martêmpera tem a finalidade de minimizar esses problemas, resfriando a peça em um banho líquido em temperatura acima da faixa martensítica ( $M_s$ ) do material, conforme Figura 2. Deste modo, têm-se menor contração do material e uma homogeneização da temperatura entre a superfície e o núcleo, diminuindo as possibilidades de empenamentos ou trincas. Outra vantagem do tratamento térmico de martêmpera é o aumento da tenacidade do material, fator crucial para aços ferramentas, principalmente quando submetidos a grandes impactos.

Um empecilho para aplicação deste tratamento térmico é a necessidade de um banho líquido em temperatura. A solução mais utilizada na indústria é o banho de sais, que abrange um grande *range* de temperatura (150°C a 560°C). Entretanto a presença de nitrato de potássio, nitrato de sódio e aditivos, aliados ao grande risco de explosão destes sais em altas temperaturas são extremamente prejudiciais à saúde do trabalhador e ao meio ambiente, visto que após o término da vida útil dessas soluções elas devem ser descartadas, o que geralmente ocorre em locais inadequados.

Este trabalho irá utilizar a liga Sn eutética como banho na martêmpera do aço ferramenta AISI D6 e comparar a taxa de resfriamento, microestrutura obtida e microdureza Vickers (HV) com o processo de têmpera convencional realizado em óleo.





Para análise e comparação da eficiência da liga Sn eutética foram realizados 2 ciclos de tratamentos térmicos: (I) martêmpera e revenimento, (II) têmpera convencional e revenimento. Os parâmetros utilizados seguiram as recomendações do fabricante para o aço AISI D6.

Cada CP foi instrumentado com um termopar tipo K, para aquisição dos dados de temperatura pelo FieldLogger e posterior plotagem das curvas de temperatura. Os CPs foram protegidos em uma caixa com carvão vegetal para evitar a descarbonetação do aço.

Para o tratamento térmico de martêmpera utilizou-se dois fornos mufla lado a lado, sendo o primeiro com os CPs e o segundo com o banho Sn eutético. Então, um CP de cada vez foi retirado do forno e mergulhado no banho até a estabilização da temperatura seguido de arrefecimento.

Os itens a seguir demonstram os ciclos de cada tratamento térmico realizado, com os parâmetros de tempo e temperatura.

### **2.1 Martêmpera**

Neste caso, após o pré-aquecimento e austenitização os Cps foram resfriados no banho da liga Sn eutética, onde permaneceram até a homogeneização e então resfriados a ar. Logo após foram submetidos ao revenimento. Segue abaixo os parâmetros utilizados:

- Pré-aquecimento: 550°C;
- Austenitização: 1000°C por 45 minutos;
- Liga Sn eutética: 220°C;
- 2 Revenimentos: 250°C por 120 minutos (cada revenimento);

### **2.2 Têmpera Convencional**

Os CPs foram pré-aquecidos, austenizados e resfriados em óleo e então foram submetidos à um segundo forno mufla em temperatura para o revenimento. Os CPs foram arrefecidos a temperatura ambiente no intervalo entre cada revenimento. Os dados seguintes apresentam os parâmetros de tempo e temperatura utilizados:

- Pré-aquecimento: 550°C;
- Austenitização: 1000°C por 45 minutos;
- Temperatura do Óleo: 25°C;
- 2 Revenimentos: 250°C por 120 minutos (cada revenimento);

Para análise da tenacidade obtida após os tratamentos térmicos, foi realizado o ensaio de impacto charpy. A máquina utilizada é mostrada na Figura 4. O ensaio segue a norma ASTM E23, como também a geometria dos CPs como já mencionado e demonstrado na Figura 3. Os resultados obtidos são qualitativos, porém apresentou diferenças notáveis entre os tratamentos térmicos e pode ser utilizado para efeito de comparação.



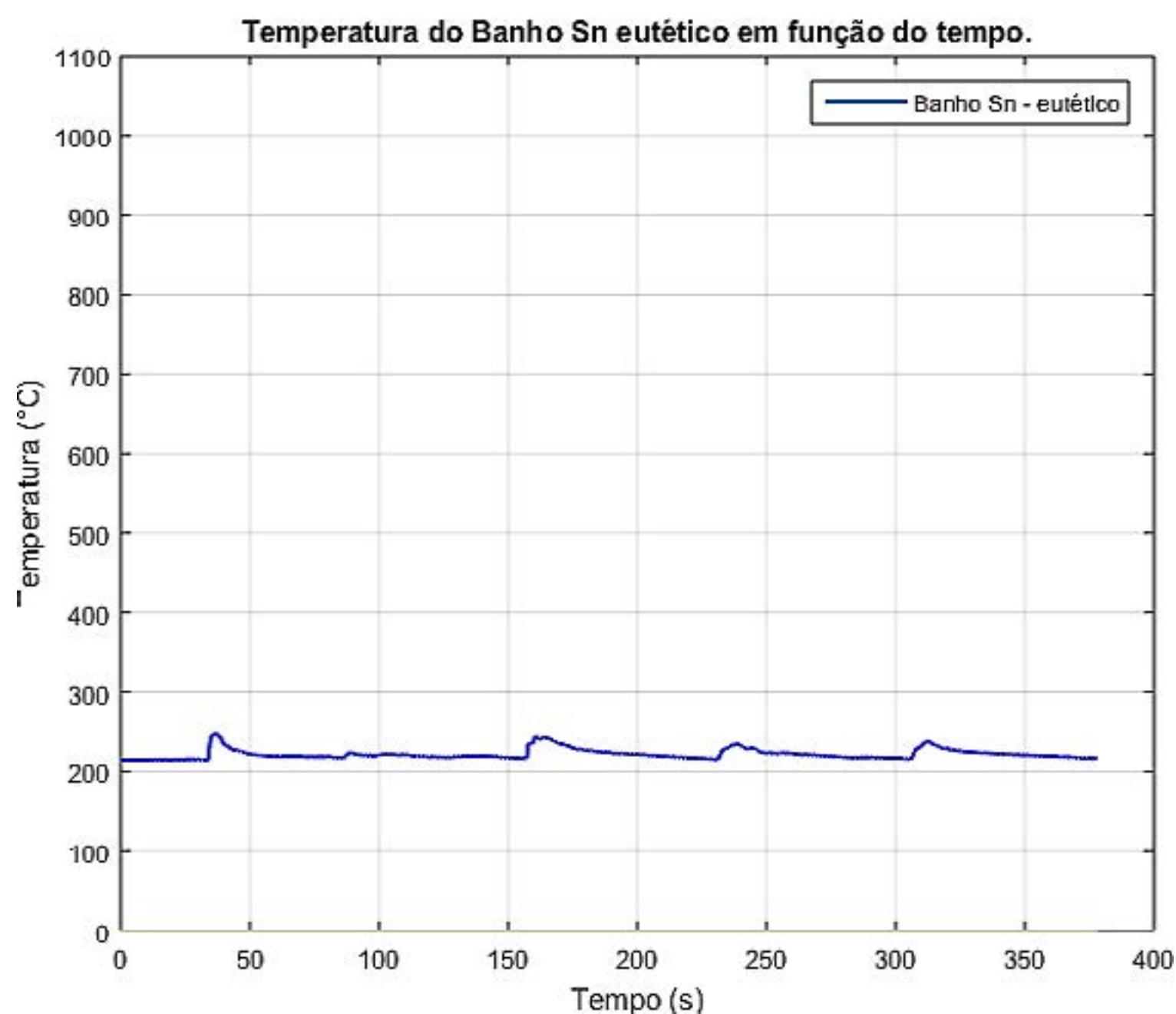
**Figura 4** – Representação da máquina de ensaios charpy [4].

Dando sequência aos ensaios, todos os CPs foram submetidos a preparação metalográfica conforme a norma ASTM E3. Em seguida foi realizado o ataque químico com o reagente Nital 2%. A análise microestrutural do aço foi realizada no microscópio OPTICA B1000, onde também foram captadas as imagens. Em seguida o ensaio de microdureza Vickers (HV) foi realizado em cada amostra no microdurômetro EQUILAM EQMHV-2000Z utilizando uma carga de 500g.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 3.1 Taxas de Resfriamento

O gráfico da Figura 5 apresenta a temperatura do banho Sn eutético durante o resfriamento dos CPs no tratamento térmico de martêmpera. A temperatura definida para o banho foi 220°C que se encontra acima da faixa martensítica do aço AISI D6.

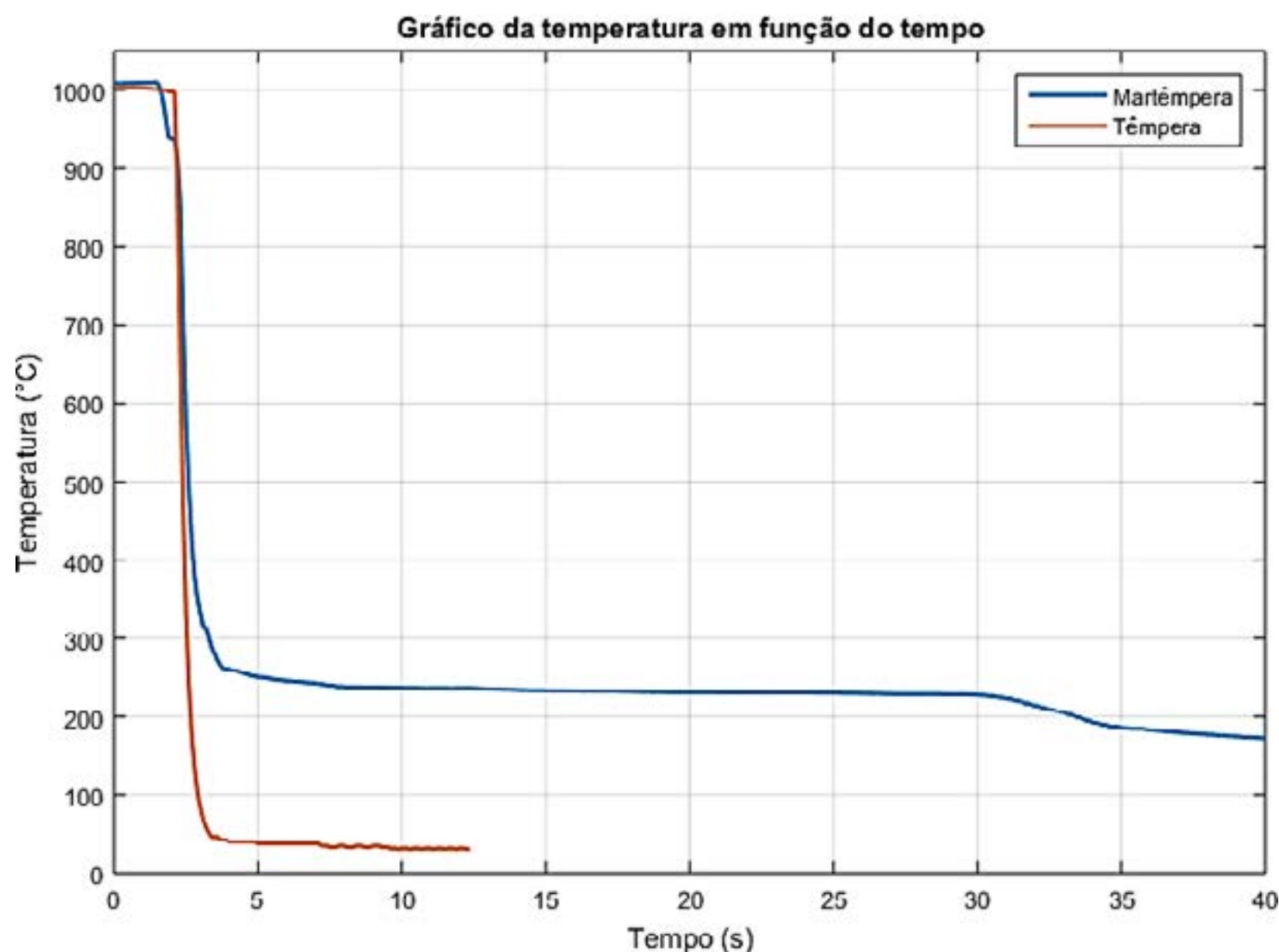


**Figura 5** – Gráfico de temperatura do Banho Líquido Sn eutético.



Em 5 instantes de tempo diferentes (40s\90s\160s\240s\320s), percebe-se um aumento da temperatura do banho devido a imersão de cada corpo de prova no banho. O tempo entre o início desta variação e a estabilidade da temperatura não foi prejudicial ao tratamento térmico, mas demonstrou a necessidade de um volume maior de banho líquido para o resfriamento.

A Figura 6 apresenta os ciclos de resfriamento obtidos no tratamento térmico de martêmpera e têmpera.



**Figura 6** – Ciclo térmico de Martêmpera e Têmpera convencional.  
Fonte: Autores.

A proximidade das duas curvas demonstra o rápido resfriamento que a liga Sn proporcionou aos CPs. Pode-se destacar também que o comportamento da curva de resfriamento da martêmpera tem perfil similar ao teórico apresentado na Figura 1.

A Tabela 2 apresenta as taxas de resfriamento da liga Sn eutética no intervalo entre 1000°C e 250°C, apresentando repetibilidade nos processos.

**Tabela 2** – Taxas de resfriamento da liga Sn eutética e do óleo.

Corpo de Prova (CP)	Liga Sn eutética (Martêmpera)	Óleo (Têmpera)
CP1	78,94 °C/s	187,5 °C/s
CP2	80,64 °C/s	174,41 °C/s
CP3	93,75 °C/s	178,57 °C/s

Fonte: Autores.

O óleo apresentou maior severidade no resfriamento em virtude de um maior gradiente de temperatura quando comparado com o banho eutético e da maior capacidade de extração de calor do óleo. A taxa de resfriamento da liga Sn eutética foi suficiente para que ocorresse a formação da matriz microestrutural esperada conforme apresentado e discutido no item 3.4.

### 3.2 Microdureza Vickers

A Tabela 3 apresenta os resultados de microdureza Vickers do aço AISI D6 martemperado e temperado.

**Tabela 3** – Resultado dos ensaios de Microdurezas Vickers (HV).

Corpo de Prova (CP)	Martêmpera (HV)	Têmpera Convencional (HV)
CP1	696,0 (± 5,3)	695,4 (±6,2)
CP2	701,7 (± 19,5)	693,6 (±7,5)
CP3	690,5 (± 13,5)	679,2 (±9,1)

Fonte: Autores.

Como esperado o tratamento térmico de martêmpera apresentou valores de dureza similares a têmpera convencional, apresentando eficiência do ciclo térmico em uma análise inicial.

### 3.3 Ensaio de impacto Charpy

Os resultados dos ensaios de impacto charpy demonstraram uma tenacidade superior nos CPs martemperados em relação aos temperados. Os dados apresentados na Tabela 4 são apenas para um estudo qualitativo, porém demonstraram coerência com a literatura e responderam ao esperado.

**Tabela 4** – Resultados dos ensaios de impacto Charpy.

Corpo de Prova (CP)	Martêmpera	Têmpera Convencional
CP1	2,5 J	1 J
CP2	4,0 J	2 J
CP3	4,0 J	1,5 J

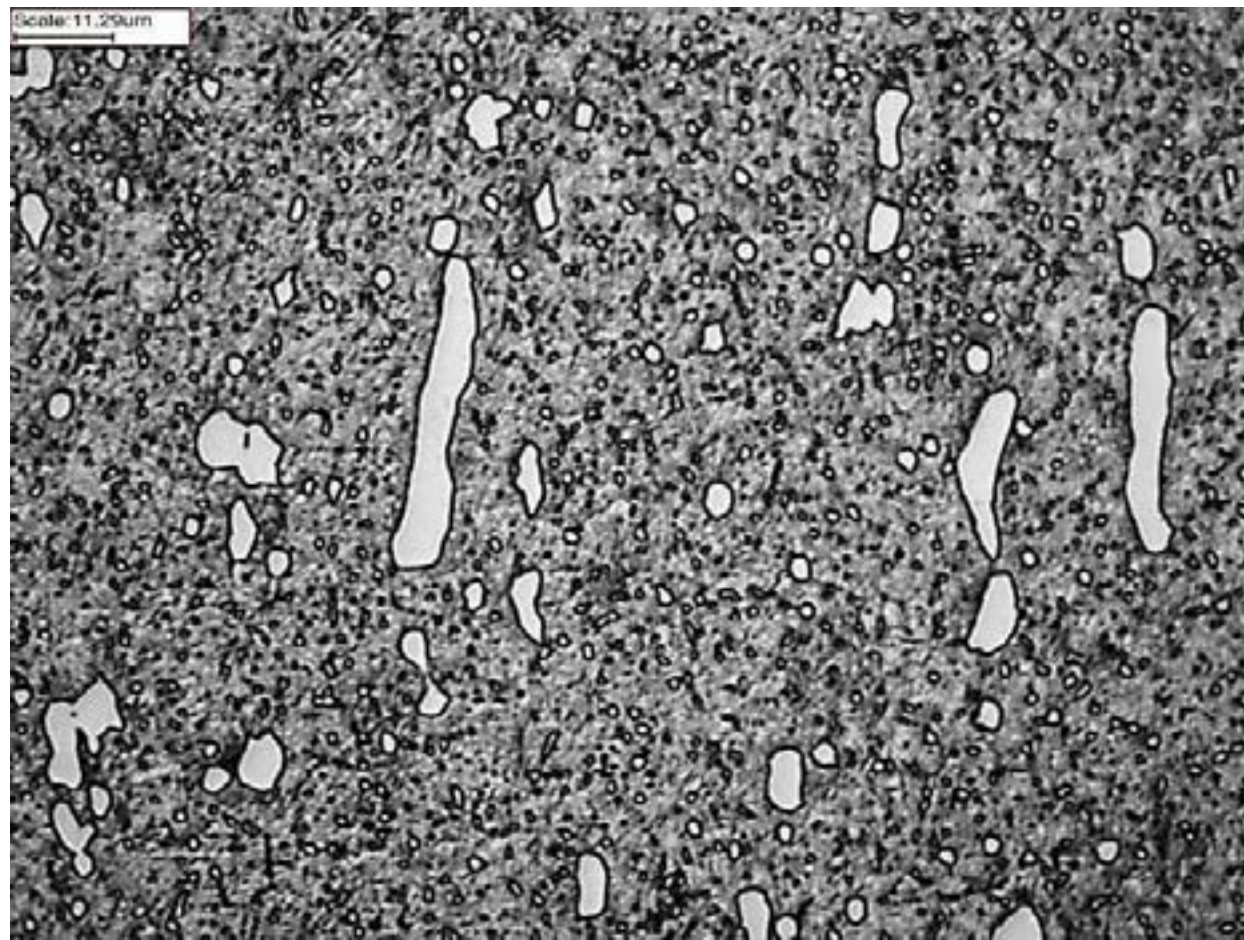
Fonte: Autores.

### 3.4 Análise Metalográfica

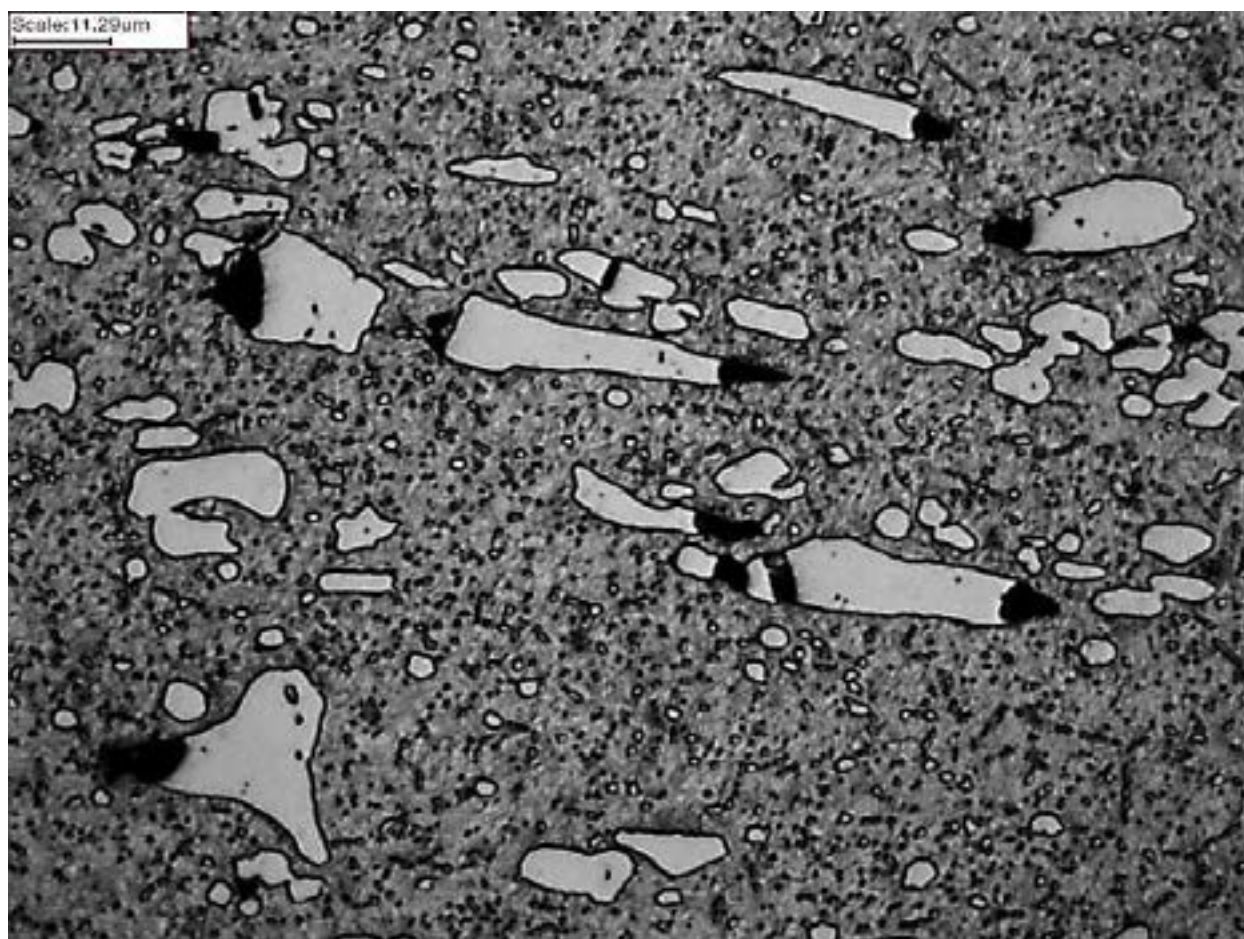
Os dois ciclos térmicos apresentaram uma matriz refinada composta de martensita revenida com carbonetos primários alinhados e carbonetos secundários. A formação de carbonetos secundários no aço AISI D6 pode ocorrer em temperaturas de austenitização elevadas, como a 1000°C utilizados neste trabalho, como também em longos tempos de revenimento em conjunto com altas temperatura. Esta última hipótese pode ser descartada para os processos realizados de acordo com os parâmetros utilizados. O tempo de austenitização de 45 minutos em relação as dimensões dos CPs também se tornam um fator contribuinte para formação de carbonetos secundários.

Os CPs martemperados apresentaram carbonetos primários mais dispersos e maior quantidade de carbonetos secundários. Já os CPs temperados apresentaram carbonetos primários maiores, e menor quantidade de carbonetos secundários. Também se observou na seção da matriz microestrutural várias regiões com alinhamento de grandes carbonetos primários, uma característica recorrente nos aços AISI D6. Esse alinhamento e tamanho dos carbonetos dificulta sua difusão na matriz do material. Os CPs martemperados não apresentaram tamanha repetibilidade no alinhamento dos carbonetos primários em sua matriz microestrutural.





**Figura 7** – Figura representativa da microestrutura martemperada. Ataque Nital 2% Aumento 400x.



**Figura 8** – Figura representativa da microestrutura temperada. Ataque Nital 2% Aumento 400x.

#### 4. CONCLUSÃO

- O tratamento térmico de martêmpera no aço AISI D6 apresentou propriedades de microdureza e microestrutura similares às obtidas na têmpera convencional.
- Mesmo que qualitativamente, pôde-se observar que a martêmpera proporcionou maior tenacidade, conforme esperado.
- Visualmente não foi possível verificar empenamentos em nenhum dos CPs tanto temperados quanto martemperados.
- A taxa de resfriamento da liga Sn eutética demonstrou-se satisfatória quando utilizada para o tratamento térmico de martêmpera, possibilitando obter microdurezas e microestruturas similares do aço quando temperado. Assim, a liga apresenta maior reaproveitamento e menores danos ao meio ambiente quando comparada com o banho de sais.
- Contudo, a liga Sn eutética como banho de martêmpera torna-se uma alternativa altamente eficaz, proporcionando que pequenas empresas consigam realizar tratamentos térmicos de aços ferramentas com qualidade.

## 5. REFERÊNCIAS

- [1] MESQUITA, Rafael Agnelli. **O controle da qualidade no tratamento térmico de aços ferramenta**. XXX Encontro nacional de engenharia de produção, 2010.
- [2] Handbook Heat Treating, Vol.4 1991.
- [3] American Society for Testing and Materials. ASTM E23: **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. 2013.**
- [4] BARP, W. T. *et al.* **Análise dinâmica do martelo de ensaio charpy: apresentação de uma ferramenta alternativa de desenvolvimento científico**. Unoesc & Ciência - ACET Joaçaba, v. 6, n. 2, p. 125-132, jul./dez. 2015.
- [5] L. Pereira, L. F. Jr. Seibel, V. K. de Barcellos. **Avaliação do tratamento de austêmpera para obtenção de adi utilizando banhos metálicos a base de zinco e estanho**. 23<sup>o</sup> CBECiMat – p.5998 - 04 a 08 de Nov. 2018.
- [6] KRISHNA, P. VAMSI *et al.* **Effect of Austempering and Martempering on the Properties of AISI 52100 Steel**. Hindawi Publishing Corporation, [S. l.], p. 6, 4 jun. 2012.
- [7] FILHO, Dinecio dos Santos *et al.* **The Modified Martempering and its Effect on the Impact Toughness os a Cold Word Tool Steel**. SAE International, 2011.
- [8] SHAERI, M.H *et al.* **Effect of Austempering and Martempering Processes on Amount of Retained Austenite in Cr-Mo Steels (FMU-226) Used in Mill Liner**. Science Direct, [S. l.], p. 53-58, 24 out. 2008.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## EFFECT OF HEAT TREATMENT ON TRIBOLOGICAL BEHAVIOR OF ELECTROLESS NI-P COATING

Patric D. Neis <sup>(1)</sup>

Ney F. Ferreira <sup>(1)</sup>

Jane Z. Ferreira <sup>(2)</sup>

Jean C. Poletto <sup>(3)</sup>

Liu Y.de Barros <sup>(3)</sup>

Felipe Goettems <sup>(3)</sup>

Júlia Aliati <sup>(4)</sup>

Denilson Longen Junior <sup>(4)</sup>

Diogo Buneder <sup>(5)</sup>

### ABSTRACT

Electroless nickel-phosphorus (Ni-P) coatings have been an alternative to chromed coatings due to its less polluting characteristics compared to chroming processes. The presente study investigates the friction and wear chacteristics of Ni-P coatings, which were subjected to 3 different heat treatments (300, 450 and 550°C/1h). The experiments consisted of non-lubricated ball-on-disc test, where steel discs coated with Ni-P were rubbed against zirconia balls. The wear tests were performed with a normal force of 50 N, sliding velocity of 0.1 m/s and duration of 1000s. The wear mechanisms and also the rupture of the film were analyzed by optical microscope and Scanning Electron Microscopy with Energy Dispersive Spectroscopy (SEM/EDS). Ni-P coatings heat-treated at 450°C/1h and 550°C/1h showed the highest hardness, and exhibited the lowest coefficient of friction (CoF). Abrasion was the predominant wear mechanism for all Ni-P coatings. Results also indicated that Ni-P coating heat-treated at 550°C showed superior wear resistance, with no rupture of the coating.

**Key words** — nickel-phosphorus coating, friction, wear, ball-on-disc test.

<sup>(1)</sup> Prof. Dr.; Laboratory of Tribology, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(2)</sup> Prof. Dr.; Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(3)</sup> Ph. D. researcher; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(4)</sup> Mechanical Engineer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(5)</sup> Master student, PROMEC, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

## RESUMO

Os revestimentos de níquel-fósforo (Ni-P) têm sido uma alternativa aos revestimentos cromados, devido às suas características menos poluentes em comparação aos processos de cromagem. O presente estudo investiga as características de fricção e desgaste dos revestimentos Ni-P, submetidos a três diferentes tratamentos térmicos (300, 450 e 550°C / 1h). Os experimentos consistiram de teste esfera-sobre-disco não lubrificado, onde discos de aço revestidos com Ni-P foram atritados contra esferas de zircônia. Os testes de desgaste foram realizados com força normal de 50 N, velocidade de deslizamento de 0,1 m e duração de 1000s. Os mecanismos de desgaste e também a ruptura do filme foram analisados por microscopia ótica e Microscopia Eletrônica de Varredura com Espectroscopia de Energia Dispersiva (MEV / EDS). Revestimentos de Ni-P tratados termicamente a 450°C/1h e 550°C/1h apresentaram a maior dureza e apresentaram o menor coeficiente de atrito (CoF). A abrasão foi o mecanismo de desgaste predominante para todos os revestimentos de Ni-P. Os resultados também indicaram que o revestimento Ni-P tratado termicamente a 550°C apresentou resistência ao desgaste superior, sem ruptura do revestimento.

**Palavras-chaves - revestimento de níquel fósforo, atrito, desgaste, teste esfera-sobre-disco.**

### 1. INTRODUCTION

Recently, electroless phosphorus nickel (Ni-P) coating has stood out as an alternative to chromed coatings [1]. It occurred due to health problems and environmental concerns caused by the chroming process.

Electroless Ni-P coatings are widely used because their high hardness, allied to low wear rate and good corrosion properties [2]. Reference [3] reported that electroless Ni-P coating is a robust and easily repeatable process. In addition to the above mentioned advantages, Reference [4] reported that electroless Ni-P coating is a cost effective process. Other researchers [5] stated that Ni-P coating can provide good lubricating properties and low coefficient of friction.

Typical industry application of Ni-P coatings includes magnetic storage media, microelectronics, aviation, machinery, automotive industry, and plastics plating [5].

However, the effect heat treatment on friction and wear performance of Ni-P coatings is not fully understood yet. Reference [1] studied such effect in a limited range of temperatures for the heat treatment: 320 to 500°C. Another tribological parameter, the sliding velocity, was not kept constant in the authors experiment due to the nature of the ball-on-plate test (reciprocating motion). In case of Novak et al [6], the heat treatment of the Ni-P coatings was also limited: 400 and 550 °C. In both studies ([1],[6]), the normal force used in the wear tests (5N and 6N, respectively) can be considered low, which results in a more smooth sliding regime.

The present study aims to investigate the influence of heat treatment on friction and wear behavior of Ni-P coatings. The wear tests were carried out using a relatively high normal force (50N) and at a constant sliding velocity of 0.10 m/s. Also, the Ni-P coatings used in the current investigation were subjected to a wide range of temperatures during the heat treatment process, that are: 300, 450 and 550 °C/1h.

### 2. SETUP OF THE TESTS

Four discs were coated with electroless Ni-P (thickness of 20 µm) and then rubbed against zirconia balls of 12.7 mm in diameter. The substrate material of the discs was SAE1045 steel. Disc 1 had not its surface subjected to heat treatment. So, it is called as-deposit or untreated disc. The other discs were isothermally heat-treated for 1 hour at three different temperatures: 300°C, 450°C, and 550°C (Table 1). Phosphorus content of the Ni-P coatings was 11.5Wt%, which is considered as a high P deposit. An amorphous structure results from high P (more than 9 percent) phosphorus deposits in the Ni-P coating, as reported in [7]. Each disc has 55 mm in diameter and are 15 mm thick.



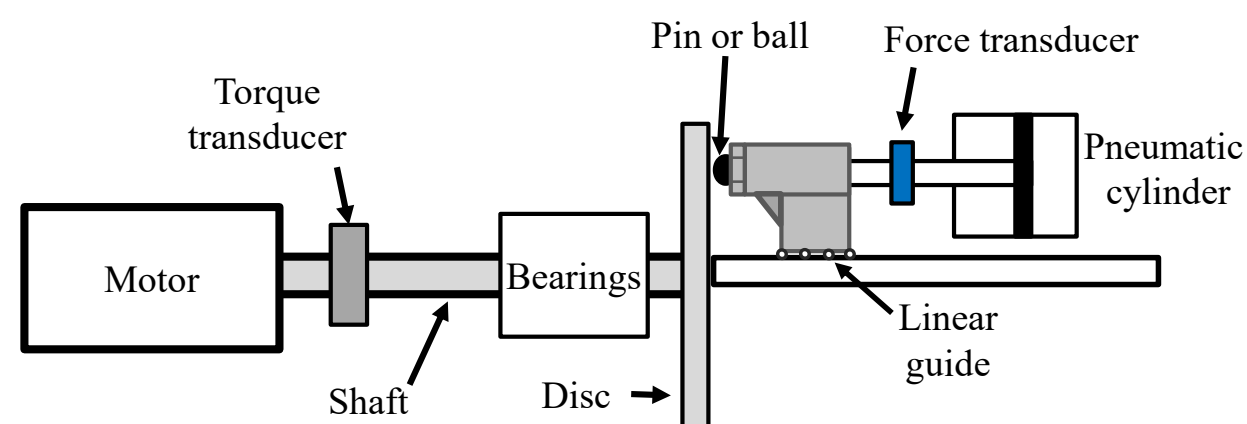
**Table 1:** Coated discs used in the wear tests.

Disc	Substrate	Coating	Heat treatment	Hardness [HV]	Short name (identification)
1		Ni-P	As-deposit (untreated)	397 ± 8.5	Ni-P
2	SAE 1045 steel	Ni-P	1 h at 300°C	397 ± 2.3	Ni-P 300
3		Ni-P	1 h at 450°C	534 ± 2.3	Ni-P 450
4		Ni-P	1 h at 550°C	521 ± 2.9	Ni-P 550

The wear tests were carried out in a tribometer (Fig. 1) designed by the researchers of the Laboratory of Tribology from UFRGS. In this test-rig, the coefficient of friction is calculated according to Eq. (1). A previous study of the present research group [8] has shown that the friction results provided by the designed tribometer are in good agreement with the measurements obtained in a standard pin-on-disc tribometer.

$$\mu = \frac{T}{F_N R} \quad (1)$$

where  $T$  is the torque measured in the machine shaft,  $F_N$  is the normal force exerted by the pin on the disc surface, and  $R$  is the sliding radius. The torque is measured by a torque transducer installed on the machine shaft, while the normal force is obtained by means of a strain gage-based force transducer. Details about the design and automation technologies used in the tribometer can be found in earlier publications ([8]-[11]).

**Figure 1.** Scheme of the tribometer used in the wear tests.

The operating conditions used in the tests are shown in Table 2. In order to have a consistent statistical basis, four repetitions were performed for each type of coating.

**Table 2.** Set-up of the tests carried out on the tribotester.

Normal force [N]	Sliding velocity [m/s]	Duration [s]	Repetition
50	0.1	1000	4

A Scanning Electron Microscope (SEM) manufactured by Shimadzu (model Superscan SSX-550), equipped with Energy Dispersive Spectrometer (EDS) detector was used to compositional analysis. The wear of the coatings was estimated from the scar width measured on the disc surfaces.

### 3. FRICTION AND WEAR RESULTS

Figure 2 shows results of disc wear and coefficient of friction measured in the experiments. In this graph, the error bar represents the variation of the four repetitions, expressed in terms of standard deviation.

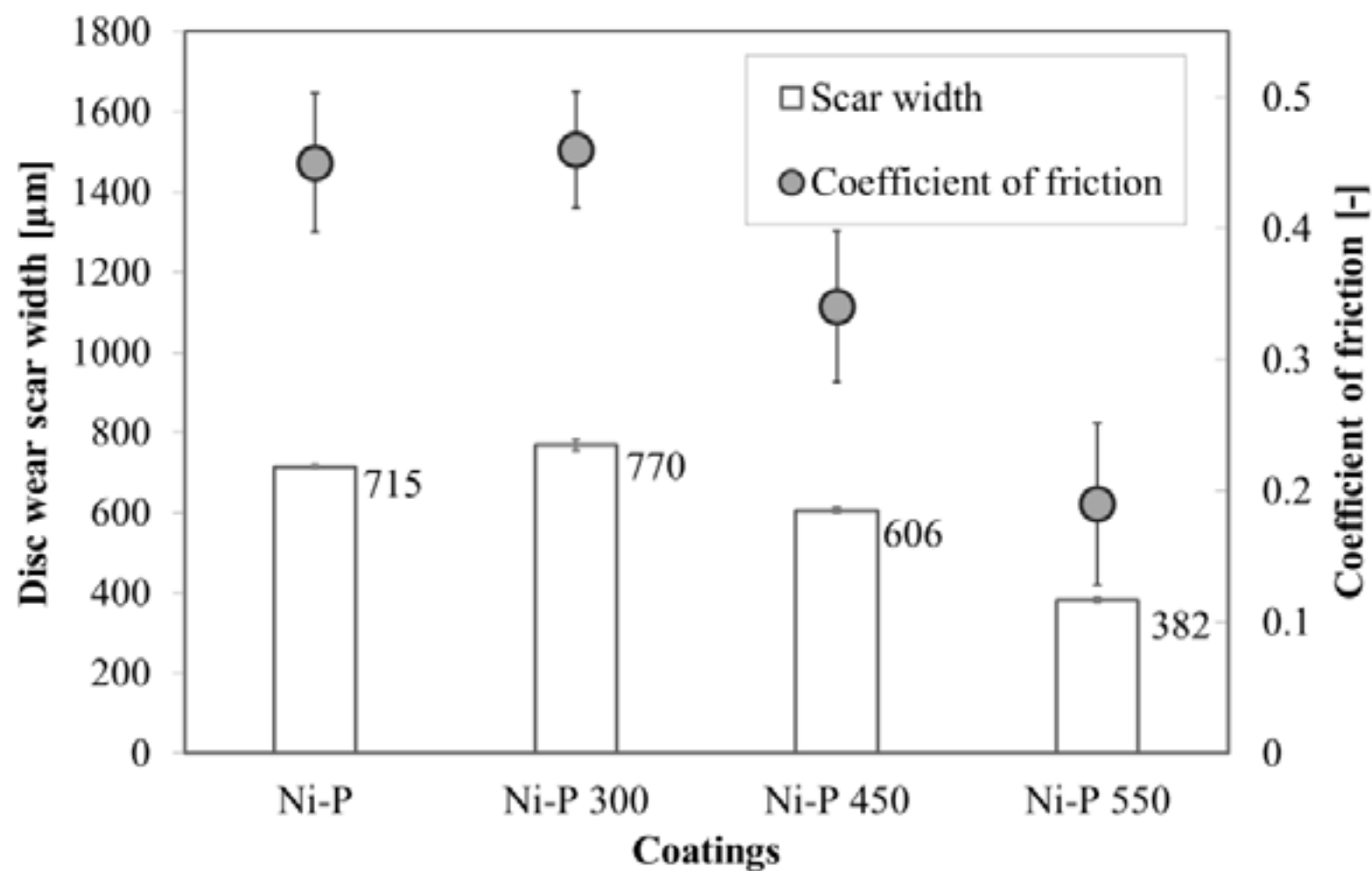


Figure 2. Mean wear and coefficient of friction measured for the different coatings.

Ni-P 450 and Ni-P 550 exhibited the lowest CoF and the best wear resistance. The latter was probably caused by microstructural transformation of the coating from amorphous to Ni<sub>3</sub>P precipitates and Ni crystallites. As reported in literature [1], the crystallization temperature of Ni-P coating lies between 320°C-360°C. So, Ni-P and Ni-P 300 are likely to have an amorphous structure, while Ni-P 400 and Ni-P 450 present a crystalline structure. A thin tribofilm composed of oxide layer was formed on the worn surface of the Ni-P 550, which also contributed to explain the good wear resistance of this coating. It is well known from literature ([12]-[14]) that the tribofilm acts as a protective layer that dramatically reduces wear by minimizing direct contact between the asperities of the mating materials. The oxide layer has also an important role in causing a reduction on friction [15].

Through the spectra obtained via SEM/EDS (Fig. 3), it was observed Fe (5.3Wt%) on the worn surface of the amorphous coatings, as in the Ni-P disc. The presence of Fe indicates the complete rupture of the Ni-P coating in this case, since the substrate of the disc was made of steel. On the other hand, Fe was not detected for the crystalline structures, as in case of the Ni-P 550.

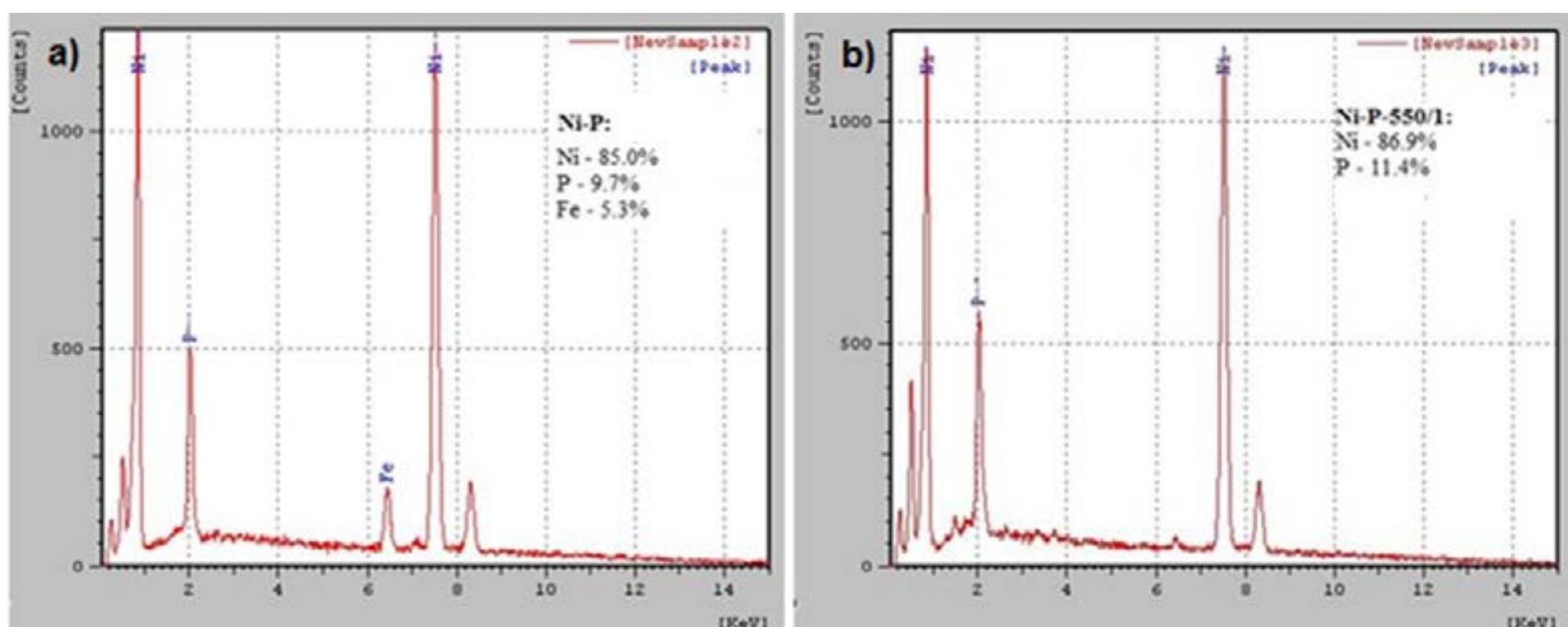


Figure 3. EDS analysis of the wear track: (a) as-deposited coating (Ni-P disc); (b) Ni-P coating heat treated at 550 °C.



#### 4. CONCLUSIONS

The main conclusions of this study are:

Ni-P coatings subjected to heat treatment of 450 and 550 °C exhibited the best wear resistance and lowest coefficient of friction among the Ni-P coatings studied in the present paper. This was mainly due to microstructural transformation of the coating from amorphous to crystalline structure. Besides, Fe was not detected for the crystalline structures of the coatings, such as Ni-P 450 and Ni-P 550. This means that the substrate of steel was not reached during the wear tests.

Heat treatments carried out at temperatures less than or equal to 300°C cannot provide benefits in terms of wear, since discs whose Ni-P coatings were heat treated at 300°C (Ni-P 300) exhibited a scar width comparable to those coated with Ni-P without heat treatment (untreated discs). The presence of Fe in the wear track of the untreated discs suggests that the amorphous structure was not able to resist to the wear tests.

This study confirms that in fact the crystalline structure formed in Ni-P coatings after heat treatment is crucial to improve their wear properties.

#### REFERENCES

- [1] GOETTEMS, F. S.; FERREIRA, J. Z. Wear behaviour of electroless heat treated Ni-P coatings as alternative to electroplated hard chromium deposits. *Materials Research*, Vol. 20, 1300-1308 (2017).
- [2] YAN, M.; YING, H. G.; MA, T. Y. Improved microhardness and wear resistance of the as-deposited electroless Ni-P coating, *Surface & Coatings Technology*, Vol. 202, 5909-5913 (2008).
- [3] YOON, J.; PARK, J. SHUR; C., JUNG S. Characteristic evaluation of electroless nickel-phosphorus deposits with different phosphorus contents, *Microelectronic Engineering*, Vol. 84, 2552-2557, (2007).
- [4] CONTI, M.; VIGNATI, P. J. A case study of low phosphorus electroless nickel as a replacement for chromium. In *Finishing '95 conference and exposition*, Cincinnati, Ohio, 1995.
- [5] SAHOO, P.; DAS, S. K. Tribology of electroless nickel coatings – A review, *Materials & Design*, Vol. 32, 1760-1775 (2010).
- [6] NOVÁK M; VOJTĚCH D; VÍTU T. Influence of heat treatment on tribological properties of electroless Ni-P and Ni-P-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coatings on Al-Si casting alloy. *Applied Surface Science*. 256(9):2956-2960 (2010).
- [7] MARTYAK, N. M.; WETTERER, S.; HARRISON, L.; MCNEIL, M.; HEU, R.; ALBERT NEIDERER A. Structure of Electroless Nickel Coatings. *Plating and Surface Finishing*, Vol. 10, 60-64 (1993).
- [8] NEIS, P. D. Projeto e construção de um tribômetro para estudos relacionados a materiais de fricção veiculares, Master Dissertation (In Portuguese), Federal University of Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brazil, 2008.
- [9] NEIS, P. D.; FERREIRA, N.F.; LORINI, F. J. Contribution to perform high temperature tests (fading) on a laboratory-scale tribometer, *Wear*, Vol. 271, 2660–2664 (2011).
- [10] NEIS, P. D. Development of a multifunctional tribometer with independent temperature control of the brake disk, Ph. D. thesis, Joint PhD between Federal University of Rio Grande do Sul (Brazil) and Ghent University (Belgium), 2012.
- [11] NEIS P. D.; FERREIRA, N. F. A multifunctional tribometer for friction characterization, SAE Technical Paper, number 2013-36-0035, <http://dx.doi.org/10.4271/2013-36-0035>, 2013..
- [12] LIU, T.; RHEE, S.K.; LAWSON, K. L. A study of wear rates and transfer films of friction materials. *Wear*; Vol. 60, Issue 1, 1–12 (1980).
- [13] MAO, Y. S.; WANG, L.; CHEN, K. M.; WANG, S. Q.; CUI, X. H. Tribo-layer and its role in dry sliding wear of Ti–6Al–4V alloy, *Wear*, Vol. 297, Issues 1–2, 1032-1039 (2013).
- [14] WANG, S. Q.; WEI, M. X.; WANG, F.; ZHAO, Y. T.; Transition of elevated temperature wear mechanisms and the oxidative delamination wear in hot-working die steels, *Tribology International*, Vol. 43, 577–584 (2010).
- [15] EYRE, T. S.; MAYNARD, D. Surface aspect of unlubricated metal-to-metal wear, *Wear*, Vol 18, 301- 310 (1971).

#### ACKNOWLEDGMENTS

The authors acknowledge the “Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico” (CNPq) for financial support, process number 421936/2016-9 – call: Universal 01/2016 - Faixa A.



39º SENAFOR

23ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

22ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 9ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 6º Congresso do BrDDR

9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

2ª Conferência Internacional em Engenharia de Superfícies na Conformação de Materiais

# Shot peening e seus efeitos na superfície do aço em relação à vida em fadiga

Cláudia Fanezi <sup>(1)</sup>

Esta pesquisa foi estruturada visando apresentar os efeitos causados pelo shot peening (jateamento por esferas) em componentes mecânicos. Este processo introduz tensões residuais compressivas na superfície do material, o que retarda a nucleação de trincas de fadiga, promovendo aumento na vida em fadiga. O material utilizado foi o aço SAE 1060, trefilado e laminado, com um perfil de 15X5mm. Para o jateamento foram selecionados dois tamanhos de esferas de aço: S110 e S280. Para cada tamanho foram realizadas três condições de cobertura superficial no material: 80%, 100% e 500%.

Foram feitas análises de tensões residuais, rugosidade, levantadas curvas de fadiga e efetuadas análises da fratura no material com e sem jateamento.

Os resultados apontaram uma melhoria significativa no desempenho em fadiga com a esfera S110 na condição de 100% de cobertura associado às tensões residuais compressivas obtidas, conforme esperado.

Nas condições de 80% e 500% de cobertura houve danos ao material, o que podemos sugerir que o tratamento de jateamento por esferas deve ser bem controlado no momento de sua aplicação, pois caso a cobertura da superfície não seja correta, pode-se causar danos na superfície que darão origem à concentradores de tensão que serão os precursores de trincas de fadiga.

Palavras-chave: shot-peening, tensão residual, rugosidade, fadiga

ABSTRACT



This research was structuralized aiming at to present the effect caused for the shot peening in mechanical components. This process introduces compressive residual stresses in the surface of the material, what it delays the nucleation fatigue crack, promoting increase in fatigue life. The used material was steel SAE 1060, shaped and plated, with a profile of 15X5mm. For the shot peening two sizes of spheres of steel had been selected: S110 and S280. For each size three conditions of superficial covering in the material had been studied: 80%, 100% and 500%. Analyses of residual stresses, roughness had been made, raised curves of fatigue and effected analyses of the fracture surface in the material with and without shot peening. The results had pointed a significant improvement in the performance in fatigue with the S110 sphere in the condition of 100% of covering associated with compressive residual stresses.

Key words: Shot-peening, residual stress, roughness, fatigue

## 1 - INTRODUÇÃO

Está bem estabelecido o fato de que fadiga é um processo que depende tanto das condições de superfície quanto da tensão externa aplicada [1], de forma que a maioria das técnicas empregadas para aumentar a vida em fadiga almeja produzir um campo de tensão residual compressivo na superfície [2], procurando retardar a nucleação de trincas, ou ainda, passando estas de superficiais para subsuperficiais [3]

O shot peening [4] é um processo no qual se aplica tensão de compressão na superfície metálica, expondo-a ao jato de granalhas em alta velocidade, aumentando a vida em fadiga. Esta tensão residual gerada é benéfica [5], inclusive para componentes que sofrem corrosão sob tensão, como por exemplo, molas helicoidais e planas, barras estabilizadoras de automóveis, engrenagens de caixa de câmbio, coroas e pinhões de transmissão, peças de aviões, brocas de perfuração de petróleo e mineradoras, incluindo benefício no que se refere ao início do processo de corrosão [6].

Cada vez mais tem-se estudado os efeitos benéficos deste processo [7]. A medição das tensões residuais impostas é uma maneira de quantificar os ganhos. Por outro lado, este mesmo processo pode trazer efeitos deletérios ao material, caso os parâmetros envolvidos sejam mal selecionados ou controlados, muitas vezes danificando a superfície metálica, proporcionando o surgimento de trincas mais rapidamente. Sendo assim, torna-se importante um estudo prévio das propriedades do material e das condições de trabalho as quais o componente será submetido [8], analisando os níveis de tensões presentes e, então, selecionar o tamanho de esfera e os parâmetros que devem ser utilizados, como intensidade e tempo de exposição, garantindo assim, a seleção do parâmetro ótimo para o caso

Este trabalho tem como objetivo o estudo dos efeitos causados pelo processo de shot peening na vida em fadiga de arames perfil 15X5mm do aço SAE 1060. Para alcançar este objetivo, foram realizados ensaios de medições das tensões residuais no material sem o jateamento e com o jateamento. Também foram medidas as rugosidades superficiais e ainda levantadas curvas de fadiga, lembrando que todos estes ensaios foram realizados em três condições de cobertura da superfície estudadas, que serão devidamente descritas.

## **2 - MATERIAIS E MÉTODOS**

O material estudado trabalho foi um aço baixa liga com 0,60% de carbono. O mesmo foi fornecido na forma de arames de seção retangular de 15x5mm por 800mm de comprimento.

A composição química do material encontra-se na tabela 1 abaixo:

C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)
0,585	0,228	0,845	0,016	0,012	0,029

Tabela 1 : Composição química do material.

### **2.1 - Caracterização Metalográfica**

Foram realizadas metalografias do material nas condições sem jateamento e com jateamento, além de análise no MEV (microscópio eletrônico de varredura).

### **2.2 - Ensaio de Tração**

Foram realizados três ensaios de tração no material para obtenção das propriedades mecânicas. Os testes foram feitos uma máquina de tração modelo INSTRON 5585H com medida de carga e deslocamento. O material possui limite de escoamento 1200MPa e tensão máxima de ruptura em torno de 1400MPa.

### **2.3 - Ensaio de Tensão Residual – Método do Furo Cego**

De posse das amostras, suas superfícies foram preparadas da seguinte maneira:

- Lixamento manual, com lixas #80,120,220,320 e 400;
- Limpeza da superfície com acetona PA;
- Marcação para o posicionamento da roseta e colagem (sendo o extensômetro número 1 posicionado na direção longitudinal da amostra);
- Colagem dos terminais para posicionamento dos cabos;



- Soldagem dos cabos (solda estanho);

A partir deste ponto, deve-se conectar os cabos ao sistema de aquisição de dados (Spider 8 da HBM®), bem como iniciar o programa auxiliar (Catman®). Configurando de acordo com as características do extensômetro em uso, devemos ter sinais captados da roseta (mesmo que esta ainda não esteja sofrendo deformação).

Visto isso, inicia-se o posicionamento do equipamento, neste caso, o RS200, da Vishay Micro-Measurements®. Para realizar a medição do perfil de tensões residuais. O processo é efetuado em vários passes, cada um com 0,025mm de profundidade, registrando as deformações, até um valor de 0,8mm, neste caso.

De posse dos valores medidos, faz-se o tratamento matemático, com base no método de Kockelman, já citado, para obter os valores de tensão residual em cada incremento. Gera-se um gráfico, onde temos tensão residual vs profundidade para tensões máximas e mínimas principais, tensões tangenciais e longitudinais e, ainda, variação do ângulo da tensão máxima principal com a profundidade

## **2.4 - Ensaio de Fadiga**

Foram levantadas curvas de fadiga ao ar com o material como recebido e depois de submetido ao jateamento com as esferas S110 e S280, nas condições de 80%, 100% e 500% de cobertura, sendo cada corpo de prova com 180mm de comprimento.

O ensaio foi realizado em uma máquina servo hidráulica MTS 810. O sistema de fadiga consiste em um ensaio em flexão a quatro pontos com controle de carga com as seguintes condições de ensaio:

Freqüência: 5 Hz;

Razão de carregamento: 0,1]

## **2.5 - Medição de Rugosidade**

O material apresenta duas superfícies de rugosidades bem distintas, sendo referidas neste trabalho como superfície reta e superfície lateral. No processo de manufatura, o material é trefilado, obtendo-se um perfil redondo e posteriormente é laminado a frio, resultando assim as superfícies diferenciadas.

Foram obtidos os parâmetros Ra e Rt de cada superfície. O equipamento utilizado é do modelo Surfcom 130, da Seimitsu.

## **2.6 - Perfis de Microdureza**

Foram realizados perfis de microdureza no material nas condições em estudo, com uma carga de 200gf.

## **2.7 - Aplicação do Jateamento**

Para a aplicação do shot peening, foi utilizado um equipamento por ar comprimido, que possui um cabine, onde as amostras foram inicialmente “pintadas” por uma tinta fosforescente, que refletia sua superfície à luz negra da cabine. Desta forma, através do visor, o operador pode fazer o controle da superfície jateada.

Parâmetros utilizados:

- Máquina de jateamento por ar comprimido;
- Pressão da Linha: 6,0 Bar;
- Pressão do Vaso: 6,0 Bar;
- Esfera S110 conforme SAE J444 May93 (57 a 64HRc)
- Intensidade Saturação: 0,0189 A para amostras com 80% de cobertura (tempo: 1min.), 0,364 A em amostras com 100% de cobertura (tempo: 2min.) e 0.436A para amostras com cobertura de 500%(tempo: 8min.);
- Esfera S280 conforme SAE J444 May93 (57 a 64HRc)
- Intensidade Saturação: 0.660A para amostras com cobertura de 80% (tempo: 1min.), 0,825 A em amostras com 100% de cobertura (tempo: 2min.) e 0.845A para as amostras com 500% de cobertura (tempo: 7min.).

## **3 - RESULTADOS E DISCUSSÃO**

### **3.1 Curvas de fadiga – Flexão a Quatro Pontos**

Após o jateamento com a esfera S110, as curvas obtidas nos ensaios de fadiga estão apresentadas na Figura 1, onde estão sendo comparadas as curvas do material nas três condições de cobertura estabelecidas e do material sem jateamento.

Fica evidente a melhoria na vida em fadiga na condição de 100% de cobertura superficial, onde o limite de fadiga passa de 450MPa para 750MPa. Já nas condições de 80% e 500% houve pequena diminuição do limite de fadiga do material quando comparado ao material sem jateamento.

A Figura 2 apresenta a comparação das curvas de fadiga nas três condições de cobertura e do material realizadas com a esfera S280 sem jateamento. Não houve melhoria, pelo contrário, houve perda no desempenho do material jateado, quando comparado ao material sem jateamento, mesmo na condição de cobertura superficial de 100%, onde foi obtida uma pequena camada de tensões residuais compressivas, como já foi apresentado.



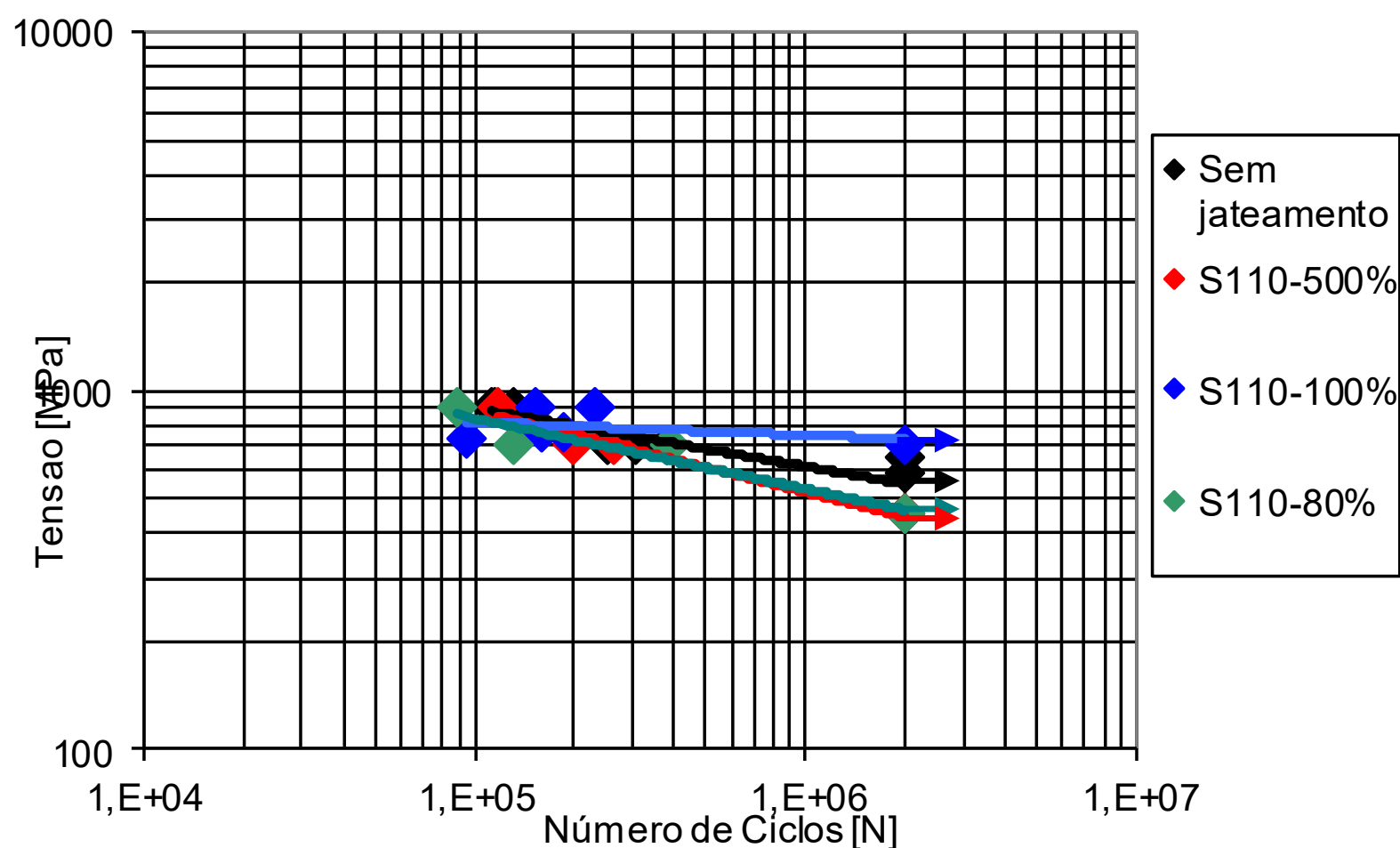


Figura 1 – Curvas de fadiga – Sem jateamento e com jateamento – Esfera S110.

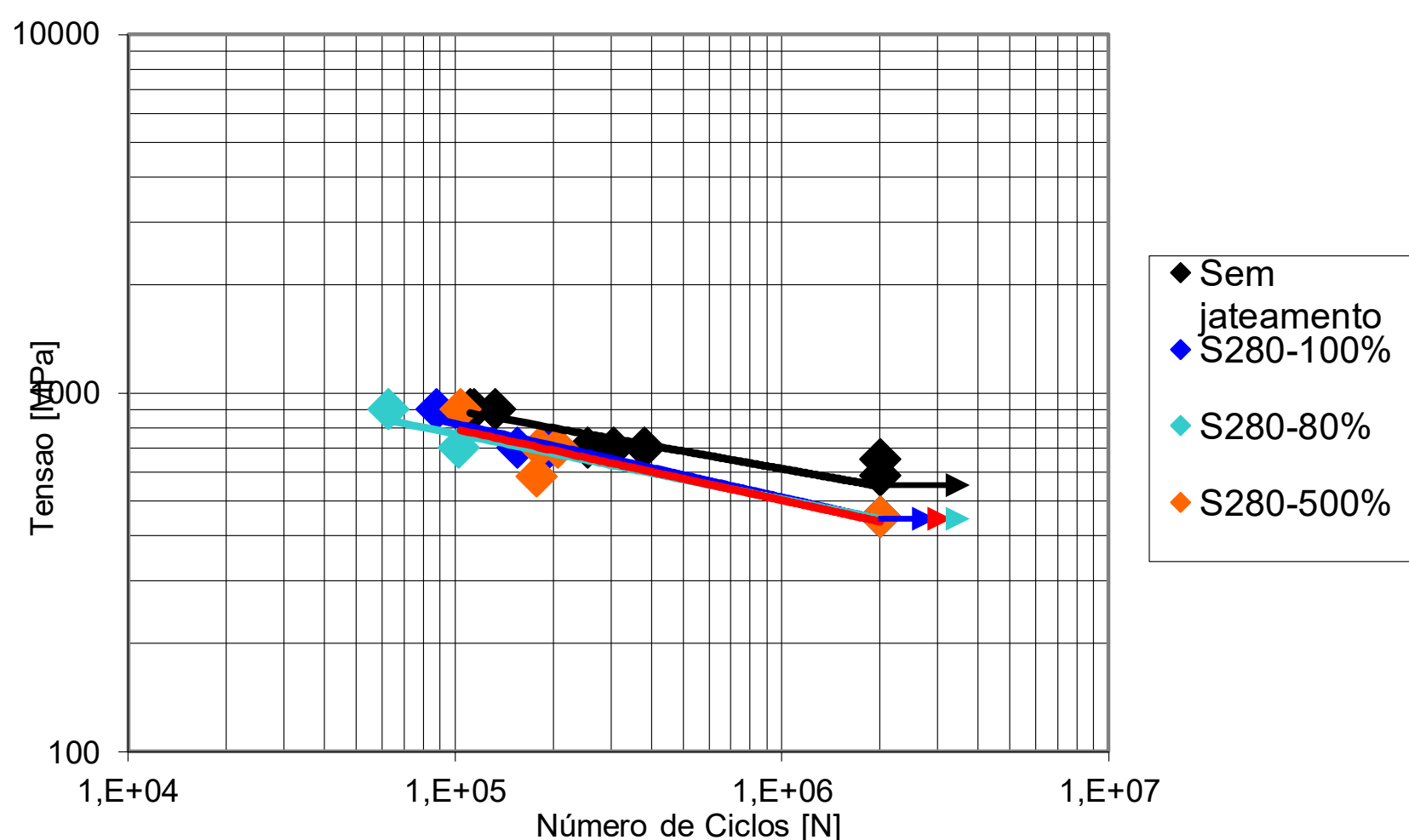


Figura 2 – Curvas de fadiga – Sem jateamento e com jateamento – Esfera S280.

Com relação à curva de fadiga, espera-se que o material tenha o limite de fadiga equivalente à metade da tensão máxima de ruptura, que neste caso é de 1400MPa. Nas amostras sem jateamento, os resultados mostraram que o seu limite de fadiga foi inferior a 700MPa, o que demonstra o comprometimento do material frente às tensões residuais trativas encontradas e imperfeições em sua superfície, como as marcas dos cassetes de laminação, que podem ser observadas nas amostras, além da decarbonetação.

Obteve-se medições de tensões residuais trativas na superfície do material sem jateamento (próximo de 250MPa). Estes valores são consequência dos processos de fabricação do material e são considerados deletérios, reduzindo sua resistência à fadiga.

Para as amostras com jateamento, foram levantadas as curvas de fadiga do material tratado com os dois tamanhos de esferas (S2110 e S280) e nas três condições de cobertura propostas (80%, 100% e 500%). O melhor desempenho se deu em condições de 100% de cobertura, com a esfera S110, tanto em alta tensão como para alto ciclo. Para o material submetido ao jateamento com a esfera S280 não obtivemos melhorias, chegando até mesmo a propiciar uma queda no limite de fadiga do material.

A Figura 3 faz um comparativo das curvas de fadiga obtidas para o material sem o shot peening e o material com shot peening, cobertura de 100% e esferas tamanhos S110 e S280.

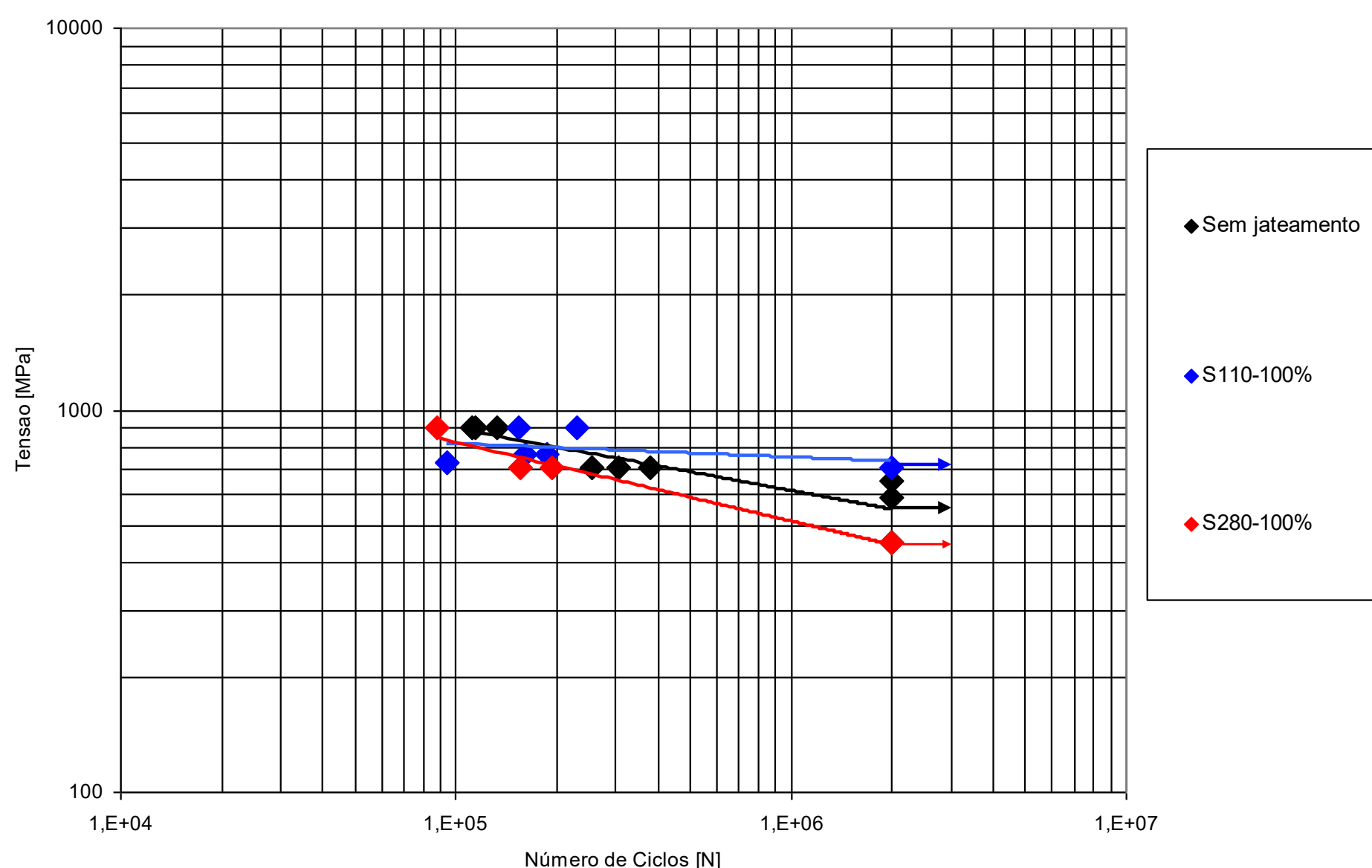


Figura 3 - Comparação entre as curvas de fadiga obtidas para o material sem jateamento e com jateamento nas esferas S110 e S280 na condição de cobertura 100%

### 3.2 - Ensaio de Tensão Residual – Método do Furo Cego

Observa-se um nível de tensões residuais trativas bem pronunciado, na ordem de 250MPa, considerado alto, que pode ser deletério ao comportamento em fadiga deste material. Para o material com jateamento em esfera S110 e superfície com 100% de cobertura, obteve-se tensões residuais na ordem de -400MPa (compressiva) em uma camada com profundidade aproximadamente 0,2mm. a esfera S280, as tensões residuais obtidas foram da ordem de -160 MPa(compressiva) a uma profundidade de 0,28mm

Sendo assim, a Figura 4 compara novamente as amostras sem shot peening e com shot peening na cobertura de 100% e esferas S110 e S280.



### Comparação Entre as Tensões Residuais Longitudinais Cobertura de 100%

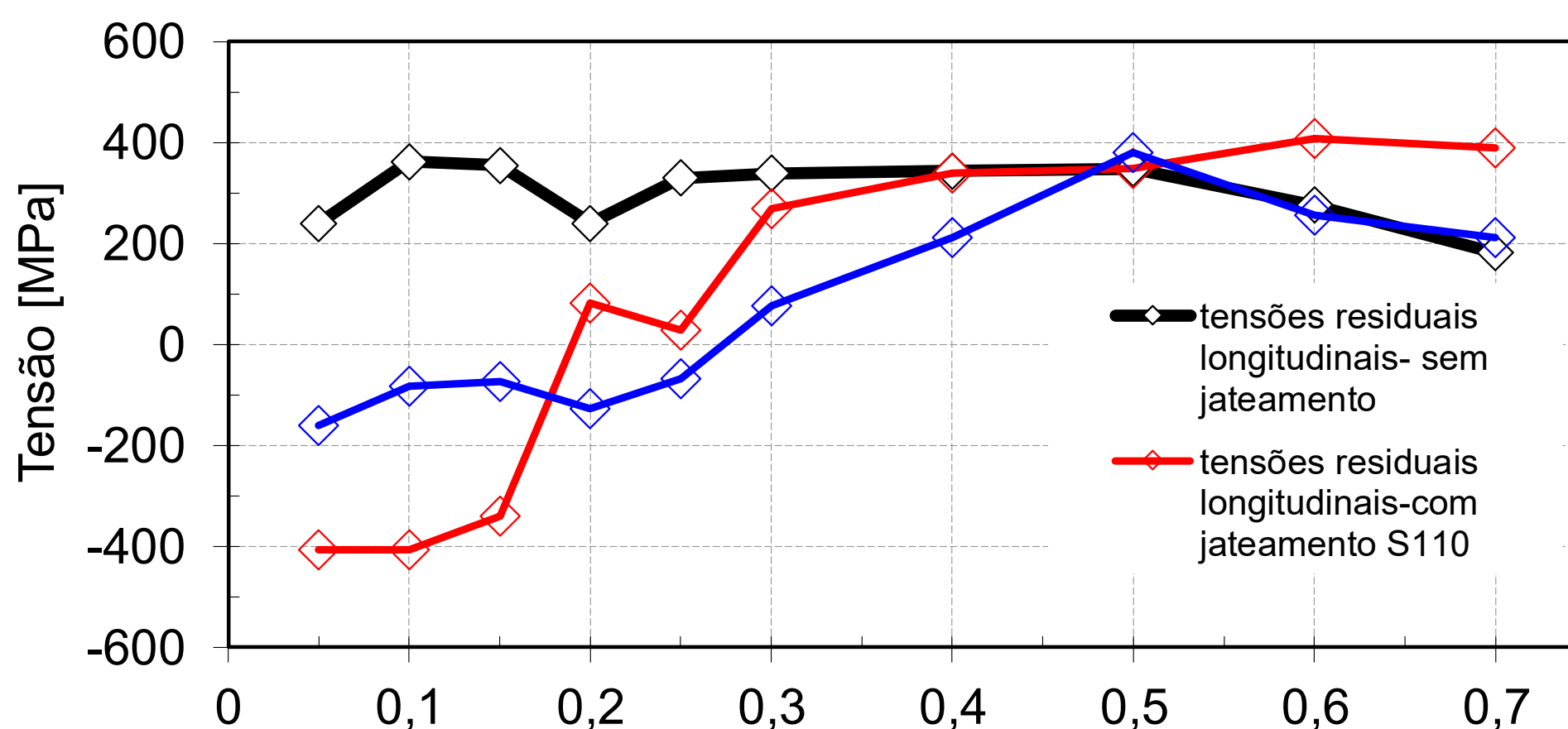


Figura 4 - Gráfico comparativo das tensões residuais longitudinais no material sem jateamento e com jateamento com as esferas S110 e S280.

Para o material com jateamento pela esfera S110 em condição de cobertura 100%, verificou-se um ganho considerável na vida em fadiga, elevando seu limite de fadiga de 450MPa para 750MPa. Isso se deve ao fato das tensões residuais compressivas que foram impostas pelo jateamento, na ordem de 400MPa, numa profundidade em torno de 0,2mm, que dificultaram a nucleação de trincas de fadiga.

Sendo assim o material encontra-se dentro do esperado, tendo seu limite de fadiga em torno da metade da sua tensão máxima de ruptura. O mesmo não ocorreu com o jateamento realizado com a esfera S280 na mesma condição de cobertura, onde obteve-se tensão residual compressiva na ordem de 160MPa, a uma profundidade de 0,28mm, mas que quase não causou influência na curva de fadiga. O perfil de tensões residuais atingiu uma profundidade levemente maior, sendo a intensidade de jateamento utilizada maior, a esfera maior, mas em compensação, o valor das tensões residuais medidas foi bem menor.

### 3.3 - Rugosidade

O valor da rugosidade  $R_t$  e  $R_a$  medido em cada condição está apresentado na Tabela 2..

O jateamento por esferas promove deformação na superfície, elevando ou diminuindo o valor do perfil de rugosidade médio medido, depende do material a ser jateado, do tipo de esfera selecionado, dos parâmetros aplicados (intensidade, cobertura e outros). Com relação à rugosidade neste caso específico, os valores medidos para o material com jateamento foram maiores.

Condição e cobertura	superfície reta	superfície lateral
	Rt(um)	Rt(um)
Sem jateamento	2,148	15,925
Jateamento -S110 - 80%	35,425	34,950
Jateamento -S110 - 100%	30,201	32,563
Jateamento -S 110 - 500%	56,825	50,763
Jateamento -S280 – 80%	26,057	36,712
Jateamento -S280 – 100%	33,413	24,900
Jateamento -S280 – 500%	38,988	30,550

Tabela 2 – Medições de rugosidade.

### 3.4 - Caracterização Metalográfica

A metalografia mostra microestrutura composta de perlita e ferrita, típica do aço em questão. A Figura 5 apresenta a metalografia de diferentes amostras.



Figura 5 – a) Microestrutura – aumento 500x – reagente nital 2% b) Microestrutura do material com superfície descarbonetada. Aumento 1000x c) Superfície após o jateamento. Reagente nital 2%. Aumento 200x

A metalografia mostrou uma estrutura predominantemente perlítica. Cabe ainda ressaltar que, em algumas amostras verificou-se descarbonetação na superfície, o que pode diminuir a dureza do material e a vida em fadiga. Já com jateamento, pode-se verificar a deformação plástica imposta na superfície causada pelas esferas.

### 3.5 - Análise das superfícies através de MEV

As superfícies após o shot peening foram avaliadas com auxílio de MEV e pode-se observar, conforme a Figura a, que na condição de 100% de cobertura, o material está deformado plasticamente, com “impressões” impostas pelas esferas quando impactam. Na Figura b, já



com a condição de 500%, o que significa que o tempo de exposição para realizar a cobertura de 100% foi 5x maior do que o necessário, nota-se que a superfície tem certos defeitos do tipo “descamações”. Para observar de maneira mais adequada esta situação, aumentou-se a magnificação da imagem, obtendo-se assim a Figura c e nela é possível observar danos na superfície, incluindo uma microtrinca, causada pelo impacto com as esferas.

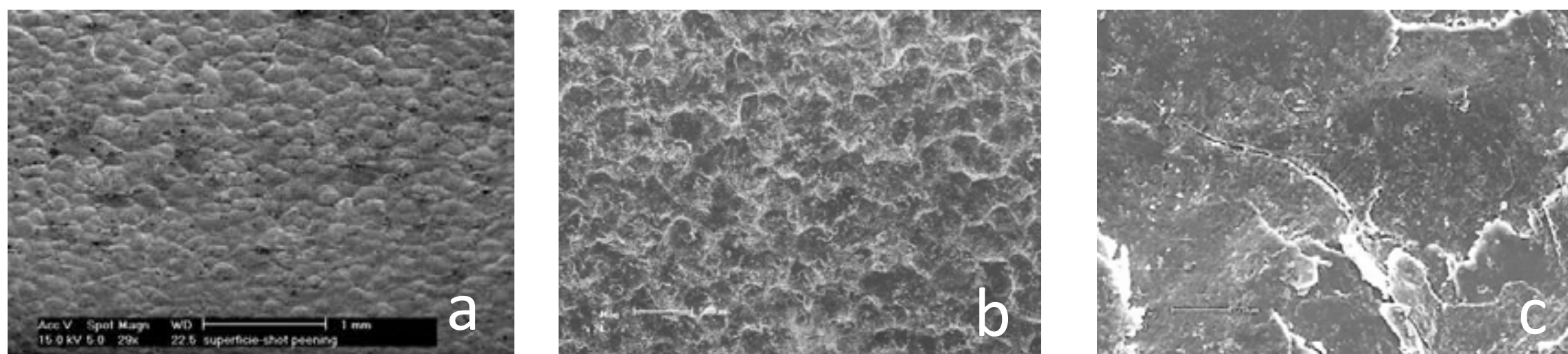


Figura 5: a) cobertura 100% - S110 b) cobertura 500% - S110 c) cobertura 500% S110

### 3.6 - Perfil de Microdureza – material com cobertura 100%

Foi medido o perfil de microdureza, apresentado na Figura 6 do material sem jateamento e ainda com jateamento nos dois tamanhos de esferas e na condição de 100% de cobertura. A carga utilizada foi de 200gf.

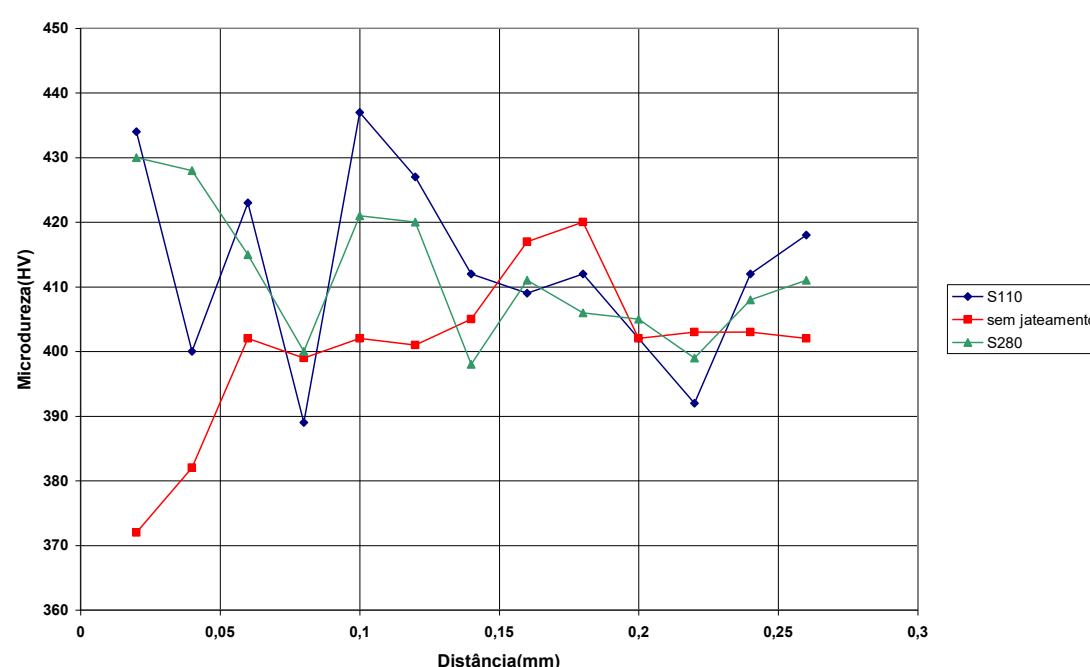


Figura 6 – Perfil de microdureza das amostras sem shot peening e com shot peening, cobertura 100% e esferas S110 e S280.

O perfil de microdureza no material sem jateamento indicou valores altos, em média 420HV(42HRC). Pequenas quedas de dureza são observadas nas superfícies. O perfil de microdureza obtido para o material com jateamento é levemente maior, na média de 440HV(44 HRC).

### 3.7 - Perfil de Tensões ao Longo da Espessura da Amostra

O perfil de tensões esperado ao longo da amostra durante o ensaio de fadiga está representado pela Figura 7 abaixo. Após, a Figura 8 mostra em etapas (a, b e c) as tensões envolvidas.

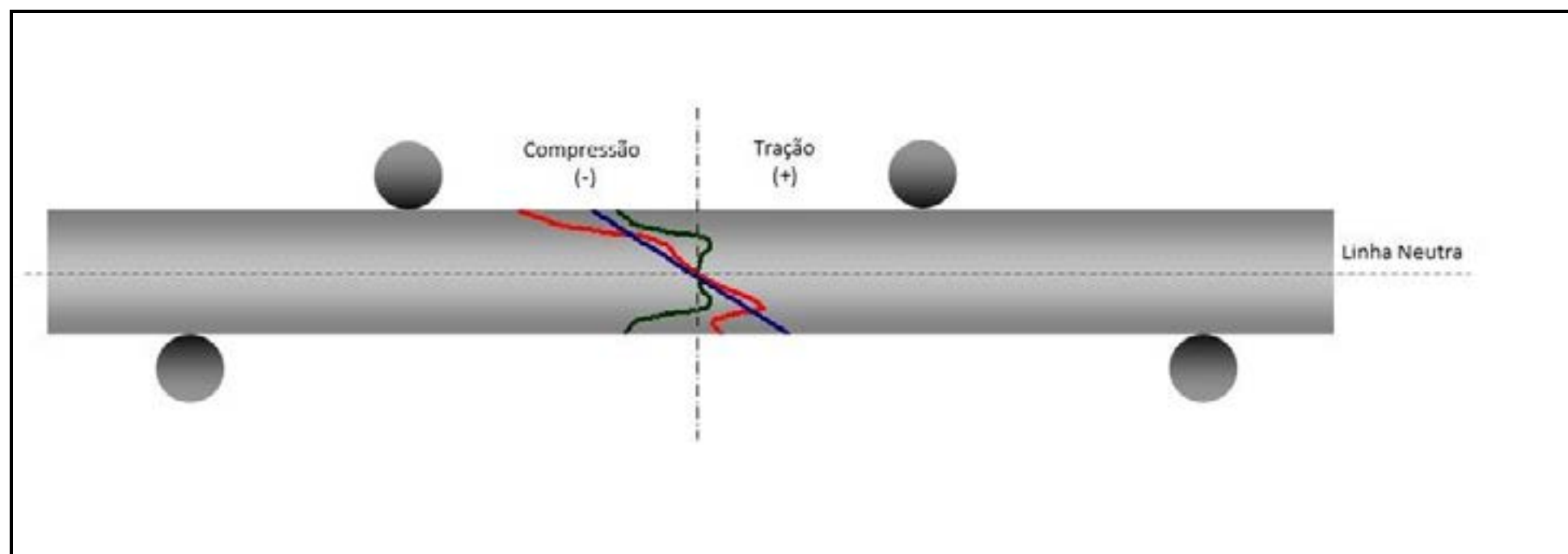
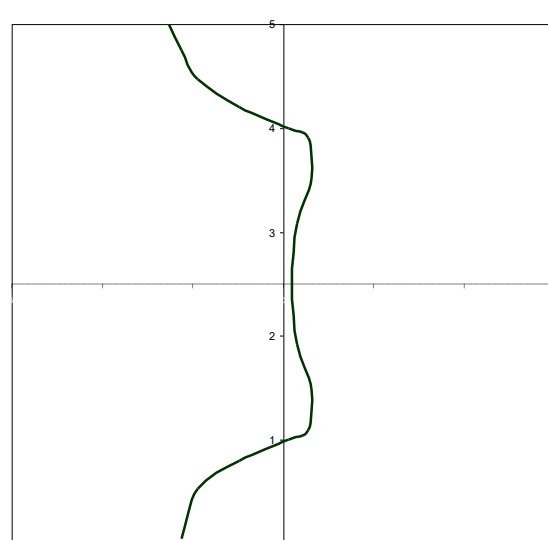


Figura 7 - Perfil de tensões ao longo da espessura do material durante o ensaio de fadiga.

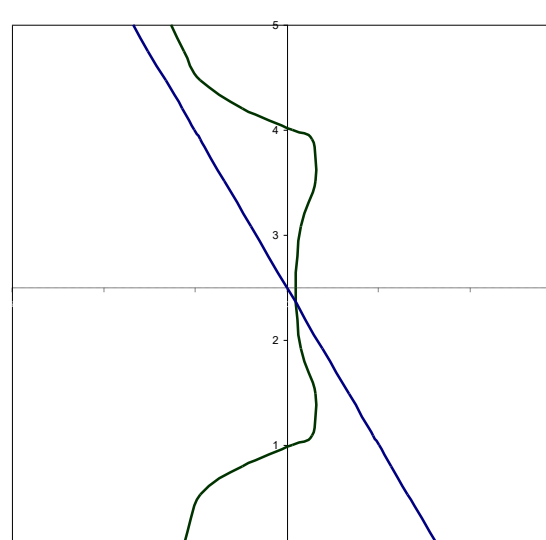
Perfil de tensões residuais esperado para material com shot peening.

Perfil de tensões residuais e perfil das tensões máximas calculadas.

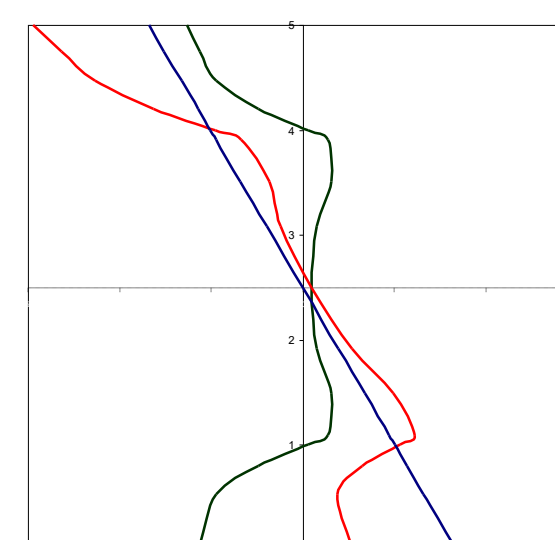
Perfil de tensões residuais, tensões máximas aplicadas e tensões efetivas.



a)



b)



c)

Figura 8 – Perfil das tensões envolvidas durante o ensaio de fadiga em componente com tensão residual.

Com base nos valores obtidos pelos ensaios de fadiga, e considerando a espessura das amostras, foram calculadas (estimadas) as forças atuantes ao longo da espessura das amostras. De posse de tais valores, somando-se valores das tensões residuais, obtém-se as chamadas tensões efetivas, ou seja, os valores de tensões que de fato estão atuando no material, considerando os esforços utilizados nos ensaios em questão.

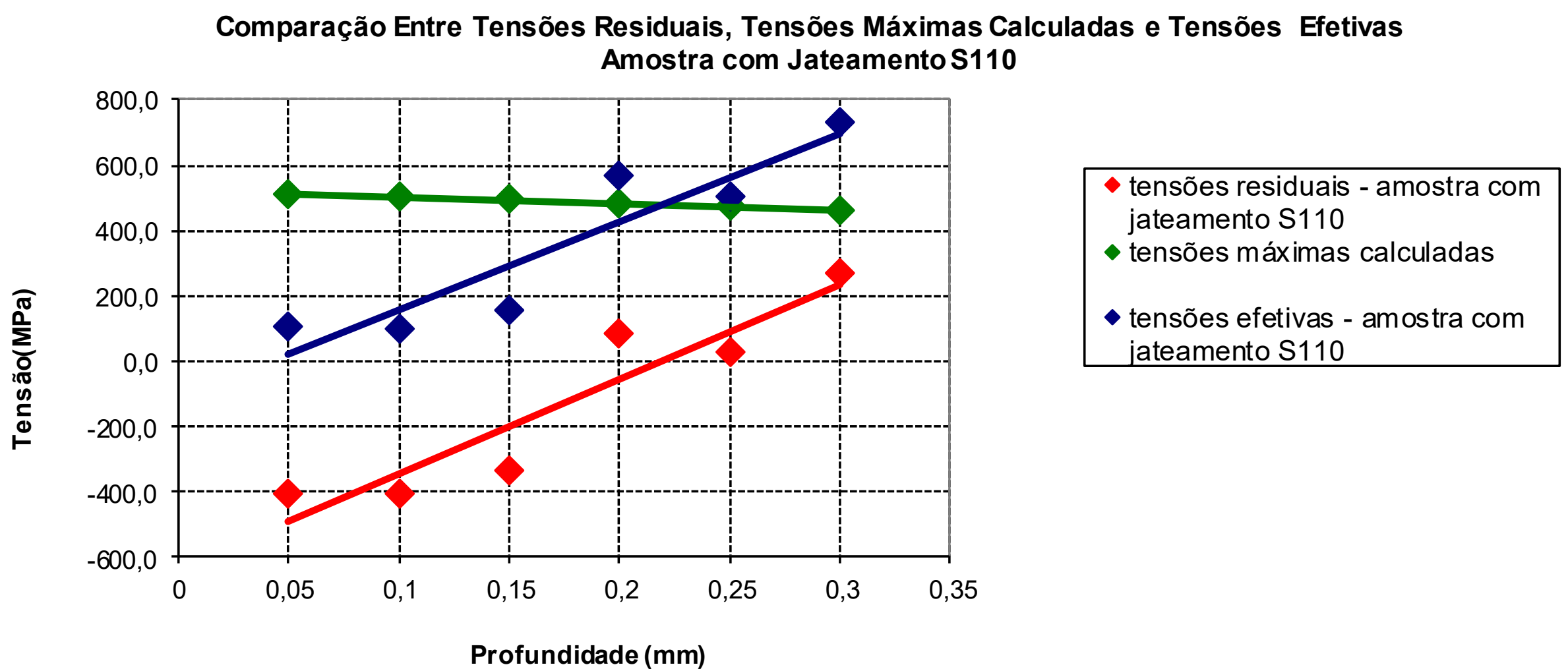
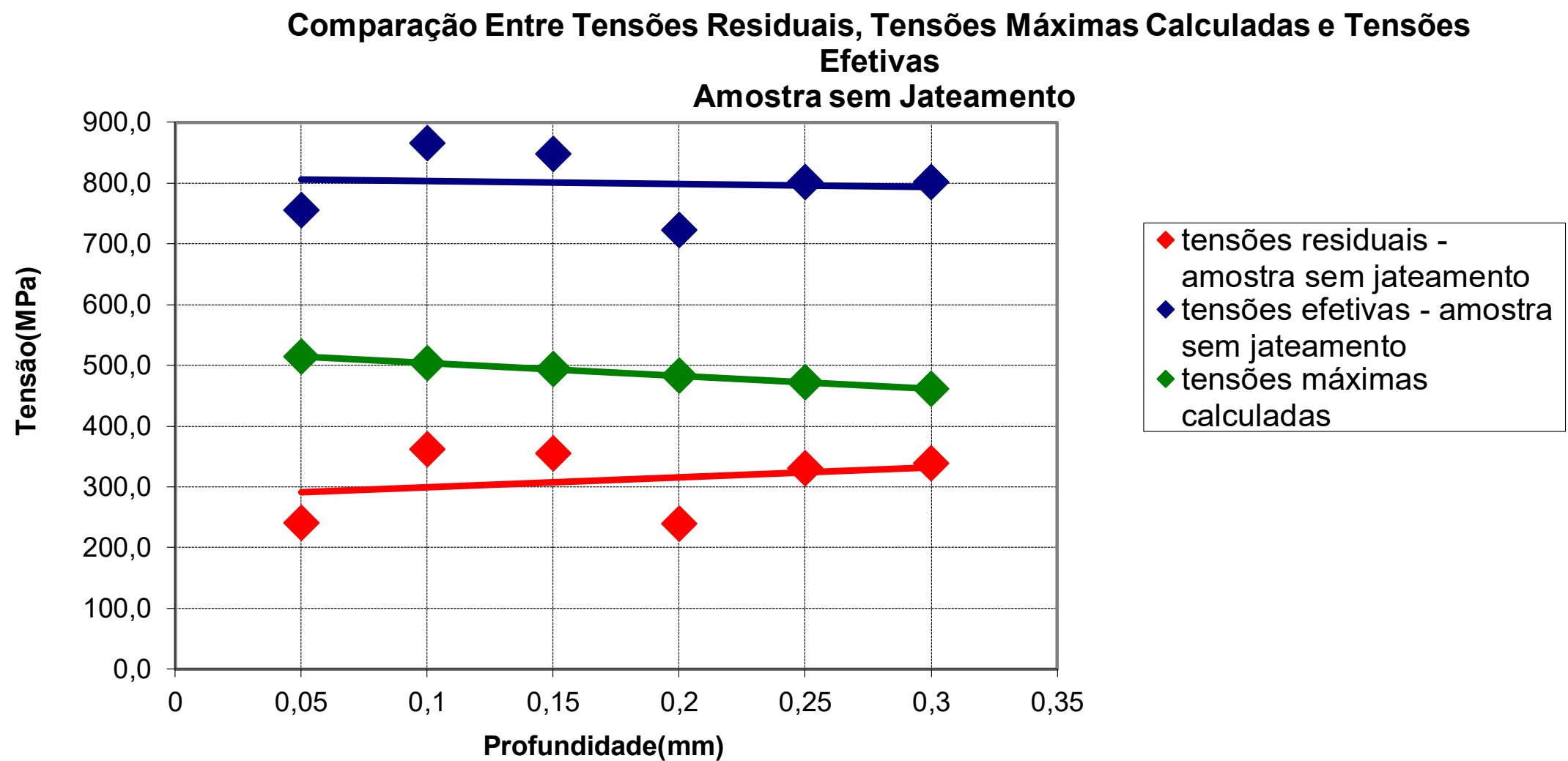
As Figuras 9, 10 e 11 mostram os resultados das tensões calculadas, residuais (medidas) e efetivas (calculadas + residuais) para a media dos valores medidos nas condições: sem jateamento e jateamento com esfera S110 e S280.

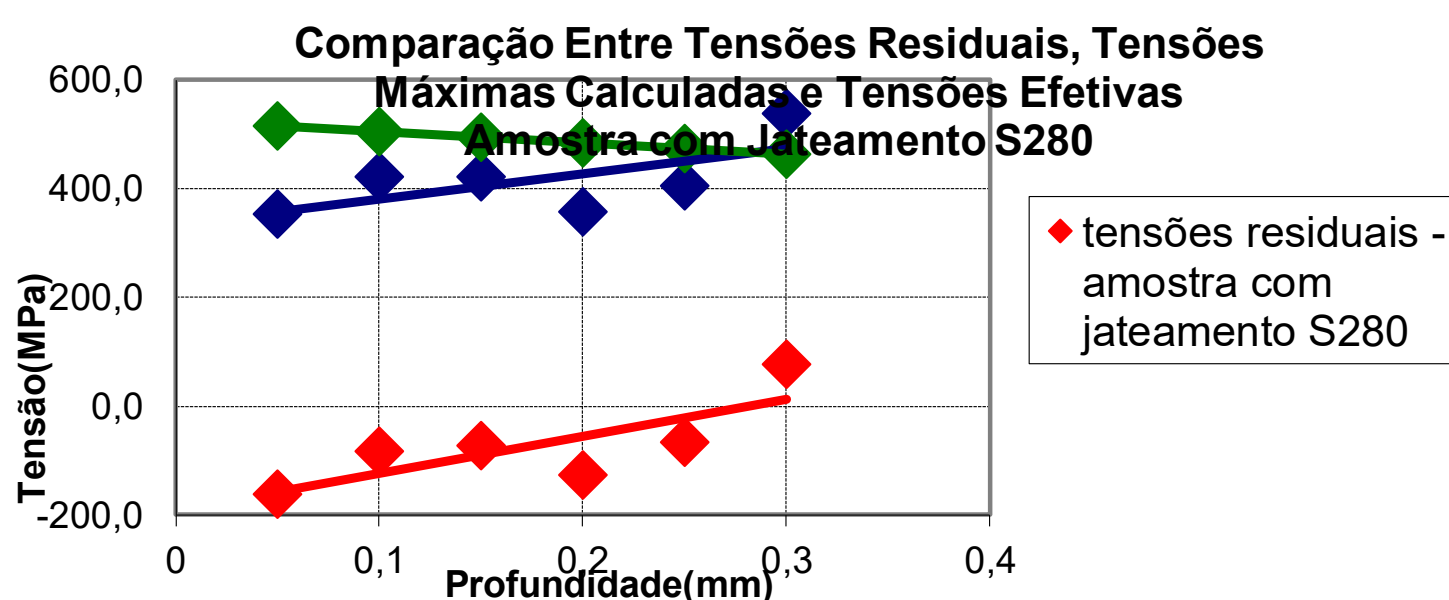
Deste modo também fica evidente que, o processo de shot peening mais efetivo para o material em questão é aquele no qual a esfera utilizada é a S110 e cobertura 100%.

Para explicar melhor a obtenção destes dados (das Figuras 9, 10 e 11), se faz útil recordar que: para a obtenção das curvas de fadiga, as amostras foram submetidas ao ensaio de flexão a quatro pontos, como foi mencionado no capítulo 3. Após, foi calculada a tensão máxima ao longo da seção, seguindo a teoria de resistência dos materiais, considerando a



seção da viga retangular e a profundidade aproximadamente a metade da espessura da amostra, pouco além da espessura das camadas de tensões residuais presentes, demonstrando a influência das tensões residuais em relação às tensões efetivas. No caso das amostras sem jateamento são camadas de tensões residuais tratativas que são deletérias, o que causa aumento nos níveis de tensões efetivos, podendo levar a uma diminuição da vida em fadiga da amostra, e nas amostras com jateamento são camadas de tensões residuais compressivas que são benéficas, baixando os níveis de tensões efetivas na amostra, podendo aumentar a vida em fadiga desta.





Figuras 9, 10 e 11 – Comparação entre as tensões residuais, tensões máximas

#### 4 - CONCLUSÕES

O processo de jateamento por esferas se mostrou mais eficaz no material em questão, na condição de cobertura 100%, em especial para a esfera S110, onde se obteve grande ganho na vida em fadiga. Ou seja, a menor esfera e a cobertura 100% proporcionaram o melhor resultado, sendo que as tensões residuais compressivas introduzidas no material retardaram o início das trincas de fadiga, ou ainda, tornaram seu surgimento sub-superficial;

Para a cobertura de 80%, as amostras sofreram leve diminuição dos seus limites de fadiga em alta tensão, para os dois tamanhos de esferas propostos. Já para coberturas de 500%, não se observa praticamente mudanças com relação ao material não tratado.

Com o shot peening, as imperfeições na superfície, como as marcas dos cassetes de laminação, foram amenizadas. Sendo assim, obteve-se as superfícies laterais e as superfícies retas com rugosidades praticamente uniformes para cada situação;

Houve, também, uma leve alteração da dureza do material, já que o processo causa deformação plástica na superfície.

#### 5 – REFERÊNCIAS

- [1] ASM Metals Handbook - Vol 19 Fatigue and Fracture. 2ª Edição, Estados Unidos, 1996.
- [2] GRANT, P.V.; LORD, J.D.; WHITEHEAD, P.S. - The Measurement of Residual Stresses by The Incremental Hole Drilling Technique, National Physical Laboratory, 2002



- [3] Ganesh, B.K.C.; Sha, W.; Ramanaiah, n. Effect of shotpeening on sliding wear and tensile behavior of titanium implant alloys. *Materials and Design*, Volume 56, April 2014, Pages 480-486.
- [4] Sahoo, B. *et al.* Effect of Shot Peening on Low Cycle Fatigue Life of Compressor Disc of a Typical Fighter Class Aero-Engine. *Procedia Engineering* Volume 55, 2013, Pages 144-148
- [6] Kovaci, H. *et al.* The effect of surface plastic deformation produced by shot peening on corrosion behavior of a low-alloy steel. *Surface and Coatings Technology*. Volume 360, 25 February 2019, Pages 78-86.
- [7] Unal, O. Optimization of shot peening parameters by response surface methodology *Surface and Coatings Technology*. Volume 305, 15 November 2016, Pages 99-109
- [8] Gallitelli, D. *et al.* Simulation of shot peening: From process parameters to residual stress fields in a structure. *Comptes Rendus Mécanique*. Volume 344, Issues 4–5, April–May 2016, Pages 355-374

# ESTUDO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE AÇOS FORJADOS SAE 1045H E DIN38MnVS6E JATEADOS COM ESFERAS METÁLICAS (SHOT PEENING)

Luis Edielso Silveira <sup>(1)</sup>  
Pablo de Souza Mello <sup>(2)</sup>  
Sandra Raquel Kunst <sup>(3)</sup>  
Vinicius Vitorel Pereira <sup>(4)</sup>  
LuãTainachi Mueller <sup>(5)</sup>  
Guilherme José Schneider <sup>(6)</sup>  
Jane Zoppas Ferreira <sup>(7)</sup>  
Cláudia TrindadeOliveira <sup>(8)</sup>  
Pedro Carlos Hernandez Jr <sup>(9)</sup>

## RESUMO

A pesquisa que foi realizada buscou comparar os resultados de resistência à fadiga de dois aços com propriedades metalúrgicas diferentes, com e sem a influência do processo de jateamento por granalhas esféricas, para uma posterior sugestão de alteração de material para componentes automotivos. Os aços que foram pesquisados são o SAE 1045H e o DIN38MnVS6. Este assunto é de interesse da área de produção de componentes automotivos, onde um dos principais processos de conformação é o processo de forjamento a quente. Para que esta comparação fosse possível foi necessário realizar testes de dureza, resistência a tração e fadiga nas amostras forjadas, com e sem o shot peening, o que possibilitou analisar os resultados dos aços e aprovar a alteração técnica do componente. O aço que apresentou melhor resistência a fadiga foi o DIN38MnVS6, com a aplicação do processo shot peening. Processo que foi realmente efetivo para melhorar a vida útil em fadiga dos dois tipos de aços.

**Palavras – Chaves:** shot peening, fadiga, dureza, SAE 1045H, DIN38MnVS6

(1) Engenheiro Mecânico, IF-SUL - campus Sapucaia do Sul.

(2) Graduando em Engenharia Mecânica, Universidade Feevale, pablomello7@gmail.com.

(3) Pós Doutoranda em Engenharia, LACOR UFRGS.

(4) Graduando em Engenharia Mecânica, Universidade Feevale.

(5) Graduando em Engenharia Mecânica, Universidade Feevale.

(6) Graduando em Engenharia Mecânica, Universidade Feevale.

(7) Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. PPGE3M, LACOR UFRGS.

(8) Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Mestrado em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais.

(9) Prof. Dr., IF-SUL - campus Sapucaia do Sul.



## 1.INTRODUÇÃO

A falha por fadiga é uma das maiores incidências de falhas mecânicas que ocorrem em serviço e seu estudo tem despertado a atenção de muitos engenheiros e pesquisadores, os quais têm desenvolvido inúmeras pesquisas nesta área. Em termos de histórico, um relatório que foi divulgado pelo Departamento de Comércio Norte Americano, publicado na década de 80, cerca de 4% do PIB bruto dos Estados Unidos (o equivalente a aproximadamente 119 bilhões de dólares) são gastos em custos causados por falha em componentes em todos os tipos de máquinas e estruturas mecânicas [1-4].

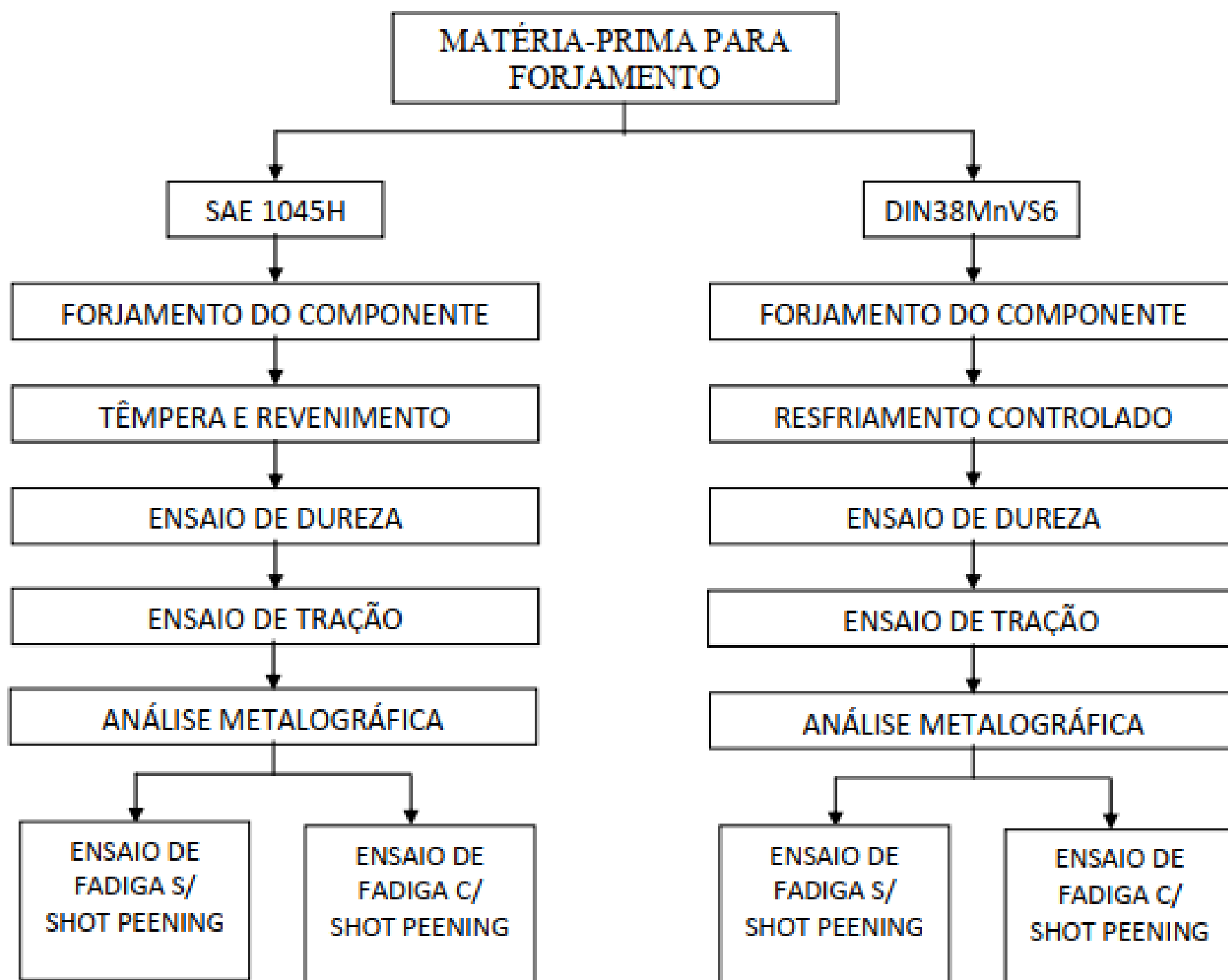
E o principal problema apontado por estes pesquisadores é a fadiga. Pesquisadores como REED, et al, [5], apontam que 90% das rupturas e falhas de peças em serviço que estão sujeitas a carregamentos cíclicos, podem causar falhas por fadiga. Este tipo de falha está associado a diversos componentes que estão sob cargas variáveis, como por exemplo: suspensão de automóveis na estrada, asas de aviões em vôo, pontes sob tráfego intenso, navios sob o ataque de ondas, turbinas sob condição de temperatura cíclica, entre outros [6,7].

É extensamente descrito na literatura que os metais tendem a possuir uma maior resistência mecânica quando o material é submetido a forças de compressão externa e para este fim, são utilizados processos como laminação, forjamento e o processo de jateamento por granalhas esféricas shot peening (KIRK, 2007) [8,9,10].

O foco deste trabalho é avaliar qual a influência do shot peening na resistência à fadiga em aços de diferentes composições químicas. Os dois aços são: o SAE 1045H, que necessita de tratamento térmico de têmpera e revenimento após a conformação, e o microligado DIN38MnVS6, que não necessita de tratamentos térmicos após conformação mecânica.

## 2.METODOLOGIA

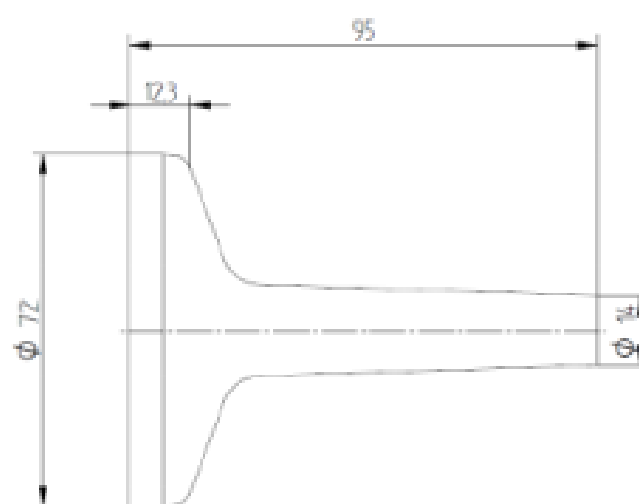
A metodologia utilizada para este estudo seguiu as seguintes etapas, conforme fluxograma ilustrado na Figura 1.



**Figura 1:** Fluxograma do processo utilizado neste trabalho.

## 2.1. PROCESSO DE CONFORMAÇÃO DAS AMOSTRAS

As amostras foram conformadas de acordo com o desenho da Figura 2.



**Figura 2:** Desenho das amostras.

Para o processo de conformação foi realizado o seguinte procedimento:

1º - Aquecimento da matéria-prima em forno de indução, de acordo com a variação de temperatura de 1100° a 1250° e especificação para o processo de forjamento a quente para os aços SAE 1045H e Din 38MnVS6.

2º Realização do processo de conformação por forjamento, onde o operador posiciona o *blank* na ferramental e em seguida aciona a prensa para a conformação a ferramenta é montada em uma prensa excêntrica com capacidade máxima de força de 1000Ton. Após o processo de conformação o corpo de prova o componente pode ser retirado da máquina para sequência do processo de fabricação.



## 2.2. PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO DAS AMOSTRAS

Para aços SAE 1045H, foi utilizado o processo de têmpera e posterior revenimento, estes processos foram realizados em forno Ipsen.

### 2.2.1. TÊMPERA SAE 1045H:

Para o processo de têmpera do SAE 1045H, foram utilizados os seguintes parâmetros de processos:

- Temperatura de aquecimento do CP's: 860°C;
- Tempo de Aquecimento: 40min;
- Tempo de resfriamento: 10min;
- Meio de resfriamento: Óleo;
- Temperatura do óleo: 55°C;
- Tempo de resfriamento: 40min.

### 2.2.2. REVENIMENTO SAE 1045H;

O processo de revenimento foi realizado nas seguintes condições:

- Tempo de aquecimento: 60min;
- Temperatura de aquecimento: 495°C;
- Meio de Resfriamento: Ar.

De acordo com (FLINT, DAVIDSON, *et al.*, 1995), o aço SAE1045H, quando revenido a temperatura de 495°C, obtém a resistência a tração para valores entre 860 a 1035MPa. Os valores obtidos no teste de tração estão dentro desta faixa, o que caracteriza que o processo de tratamento térmico foi realizado corretamente.

### 2.2.3. RESFRIAMENTO CONTROLADO DO DIN38MNV6

Para as amostras do aço DIN 38MnVS6, após a conformação foi realizado o processo de resfriamento controlado através de uma esteira com taxa de resfriamento de 0,5°C/s, assim obtemos a dureza desejada para as amostras.

## 2.3. ENSAIO DE DUREZA

O ensaio de dureza foi realizado com o objetivo de comparar a dureza dos dois aços com as propriedades metalúrgicas e tratamentos térmicos diferentes, a região da amostra que foi retirada o CP.

## 2.4. ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado com o objetivo de comparar os resultados de resistência à tração dos dois tipos de aços, o equipamento utilizado foi a máquina de ensaio de tração/compressão Krato. Os corpos de

prova para ensaio de tração foram preparados de acordo com a norma ASTM E8M.

## 2.5. ANÁLISE METALOGRÁFICA

Para a análise metalográfica foi retirada amostra para identificar a microestrutura formada após os processos de conformação e tratamento térmico dos componentes. As amostras foram preparadas da seguinte maneira:

- Corte e preparação das amostras;
- Lixamento e polimento;
- Ataque com nital de 4%;
- Visualização em microscópio;

## 2.6. Processo de Jateamento por esferas metálicas (shot peening)

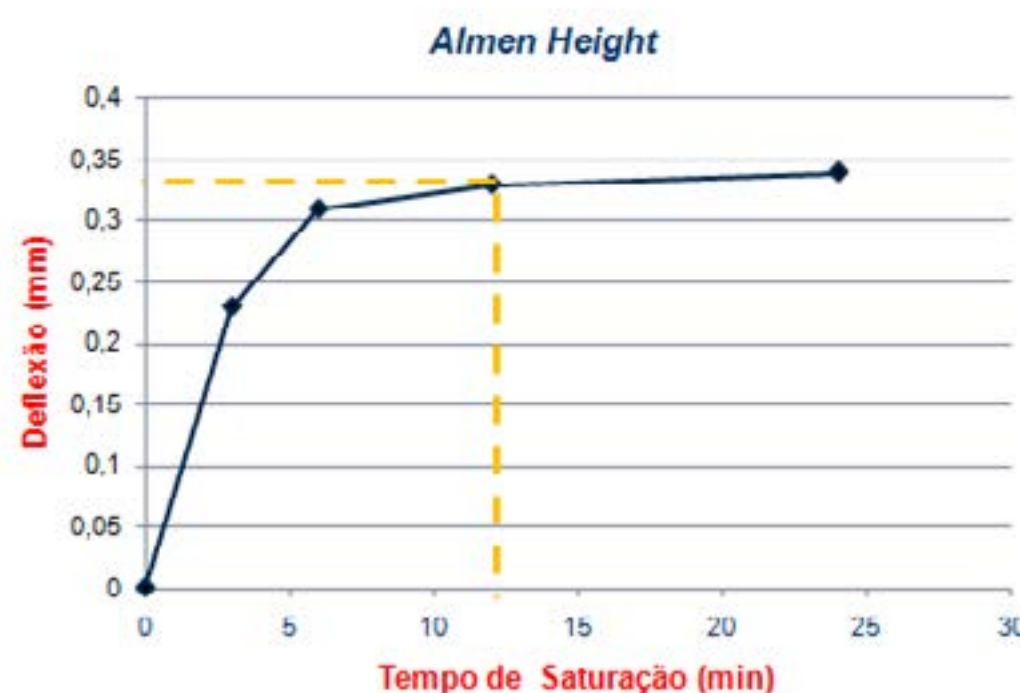
Para o processo de jateamento por esferas metálicas, foi selecionada a esfera tipo S-330 com diâmetro de 1,40mm.

De acordo com o método *almen* para definição do tempo de saturação, obtivemos os seguintes resultados, conforme indicado na Tabela 1, assim o tempo de aplicação do jateamento por esferas (*shot peening*) das amostras foi definido em doze minutos. O *shot peening* foi aplicado em somente cinco amostras de cada tipo de aço, ou seja, cinco amostras do SAE 1045H e cinco do DIN 38MnVS6.

**Tabela 1:** Teste de Saturação para processo *shot peening*.

	Deflexão	Incremento 2T
(mm)		
0	0	-
3	0,23	-
6	0,31	35%
12	0,33	6%
24	0,34	3%

A Figura 3, apresenta a curva do método Almen de saturação, para definição do tempo de saturação no jateamento.



**Figura 3:** Deflexão versus tempo de saturação.



O processo de jateamento por granalhas esféricas foi realizado na máquina Wheelabrator 4069 com capacidade para 300Kg.

## 2.7 ENSAIO DE FADIGA

O ensaio de fadiga foi realizado no equipamento de ensaio de fadiga flexo rotacional ou viga rotativa, o qual provoca na região do raio do corpo de prova a tensão máxima. Nesta região ocorre a ruptura do CP. Foi utilizado uma força de 500N a uma distância de aproximadamente 80mm da região acoplada. O movimento de rotação do corpo de prova foi definido com a velocidade de 500RPM. Para o aço SAE 1045H o ensaio foi realizado com dez amostras, sendo que cinco com a aplicação do processo de jateamento de granalhas esféricas (*shot peening*) e cinco com o processo normal de fabricação.

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1 ENSAIO DE DUREZA

Os ensaios de dureza foram realizados em Escala Brinell e convertido em Rockwell, para o aço SAE 1045H. Na Tabela 2 estão apresentados os resultados das medições.

**Tabela 2:** Resultado de dureza dos Cp's do SAE 1045h.

SAE 1045H AMOSTRA	DUREZA (HB)	DUREZA (HRC)
1	266	26,8
2	268	27,7
3	270	28
4	270	28
5	266	26,8
6	271	28
7	272	28
8	267	26,8
9	268	27,7
10	267	26,8
<b>MÉDIA</b>	286	27,7

Para a medição de dureza do aço DIN 38MnVS6, foi realizado o mesmo procedimento que o ensaio anterior. Os resultados obtidos estão apresentados na tabela 3.

**Tabela 3:** Resultado de dureza dos CP's do DIN 38MnVS6.

DIN 38MnVS6 AMOSTRA	DUREZA (HB)	DUREZA (HRC)
1	266	26,8
2	264	26
3	265	26,2
4	264	26,2
5	272	28
6	267	26,8
7	265	26,2
8	277	28,8
9	272	28
10	269	27,8
<b>MÉDIA</b>	266,5	26,8

Comparando os resultados dos dois aços é possível identificar que ambos têm um comportamento semelhante no que diz respeito à dureza pois em média os resultados apontam uma diferença de 0,9 HRC. Com isto, conclui-se que o DIN 38MnVS6 pode atender as mesmas especificações de dureza que o SAE 1045H.

### 3.2. ENSAIO DE TRAÇÃO

Para o aço SAE 1045H, foram obtidos os resultados do ensaio de tração que são apresentados na Tabela 4.

**Tabela 4:** Resultados do ensaio de tração.

AMOSTRA	TRAÇÃO	
	TENSÃO DE RUPTURA (Mpa)	TENSÃO DE ESCOAMENTO (Mpa)
1	882	724
2	868	753
3	896	742
4	875	684
5	885	715
<b>MÉDIA</b>	882	733

Para o aço Din38MnSV6, foram obtidos resultados de tração que são apresentados na tabela 5. Resultados de tração para o DIN 38MnVS6.

**Tabela 5:** Resultados de tração para o DIN 38MnVS6.

AMOSTRA	TRAÇÃO	
	TENSÃO DE RUPTURA (Mpa)	TENSÃO DE ESCOAMENTO (Mpa)
1	894	618
2	922	612
3	922	609
4	928	618
5	916	612
<b>MÉDIA</b>	922	612

Com os resultados obtidos no ensaio de tração é possível identificar que o aço DIN38MnVS6 possui uma resistência menor ao escoamento comparado com o aço SAE 1045H. Entretanto os resultados de tensão de ruptura para o aço SAE 1045H foram menores. Isto indica que o DIN38MnVS6 possui maior ductilidade, pois obteve maior deformação até o momento da ruptura.

### 3.3. ANÁLISE METALOGRÁFICA

De acordo com a metalografia do SAE 1045H, é possível identificar microestrutura predominante de martensita revenida, resultante do processo de tratamento térmico, conforme apresenta a Figura 4.



**Figura 4:** Análise metalográfica, com ataque de nital 4% e aumento de 500X.



Para o DIN 38MnSV6, foi obtido a microestrutura formada por perlita e ferrita refinada, pode ser observado pontos de inclusões que correspondem basicamente por elementos de liga, conforme apresenta a Figura 5.



**Figura 5:** DIN38MnSV6 com resfriamento controlado, aumento de 100X, ataque de nital 4%.

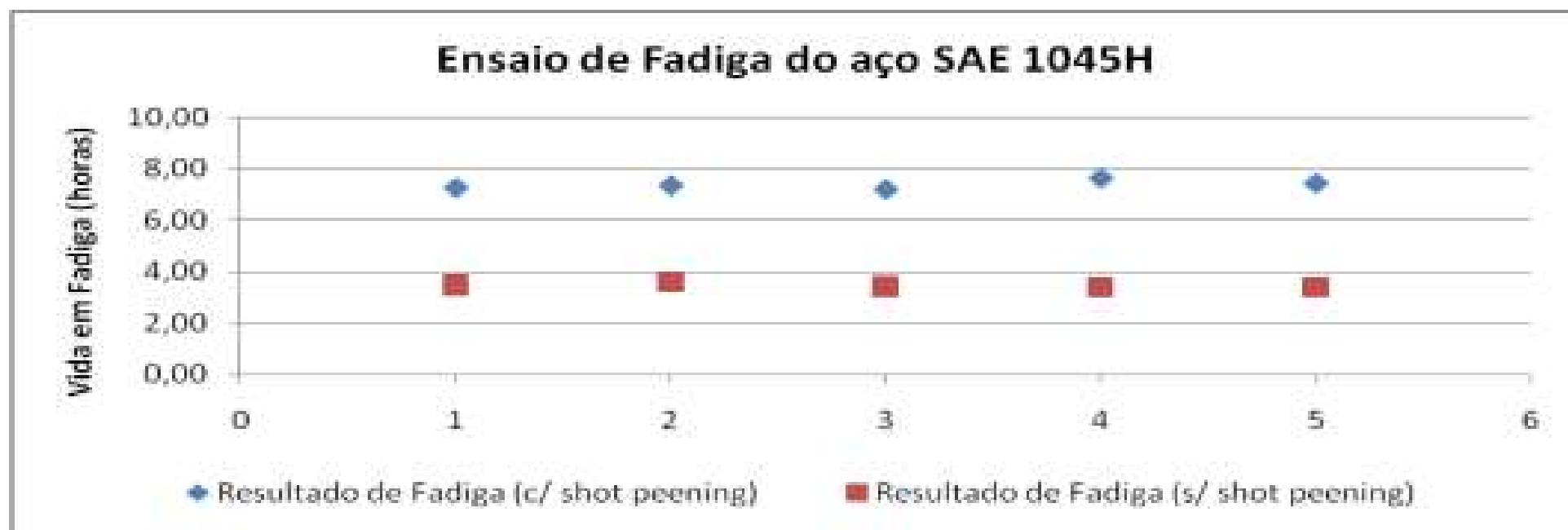
### 3.4 ENSAIO DE FADIGA

Os resultados de fadiga para o aço SAE 1045H estão apresentados na Tabela 6, tanto para os corpos de prova com e sem o *shot peening*.

**Tabela 6:** Resultados do ensaio de fadiga do DIN 38MnVS6.

<b>Amostras</b>	<b>Resultado de Vida em Fadiga em horas (c/ shot peening)</b>	<b>Resultado de Vida em Fadiga Tempo(minutos)</b>	<b>Ciclos</b>
<b>1</b>	7,28	436,80	218400
<b>2</b>	7,37	442,17	221086
<b>3</b>	7,22	432,96	216478
<b>4</b>	7,64	458,64	229320
<b>5</b>	7,45	447,09	223547
<b>Média</b>	<b>7,37</b>	<b>442,17</b>	<b>221086</b>
<b>Resultado de Vida em Fadiga em horas (s/ shot peening)</b>	<b>Resultado de Vida em Fadiga Tempo(minutos)</b>	<b>Ciclos</b>	
<b>6</b>	3,48	208,80	104400
<b>7</b>	3,60	215,76	107882
<b>8</b>	3,42	204,91	102454
<b>9</b>	3,38	203,00	101502
<b>10</b>	3,39	203,25	101626
<b>Média</b>	<b>3,42</b>	<b>204,91</b>	<b>102454</b>
<b>Aumento (%) na vida útil em fadiga</b>	<b>115,79%</b>		

Comparando os resultados entre as amostras do SAE 1045H com e sem *shot peening*, obtivemos os resultados da Figura 6 na qual é possível identificar que o processo de jateamento por granalhas exerce uma influência significativa na vida útil em fadiga para este aço, pois o aumento percentual foi 115,79%.



**Figura 6:** Comparação dos resultados entre SAE 1045H com e sem *shot peening*.

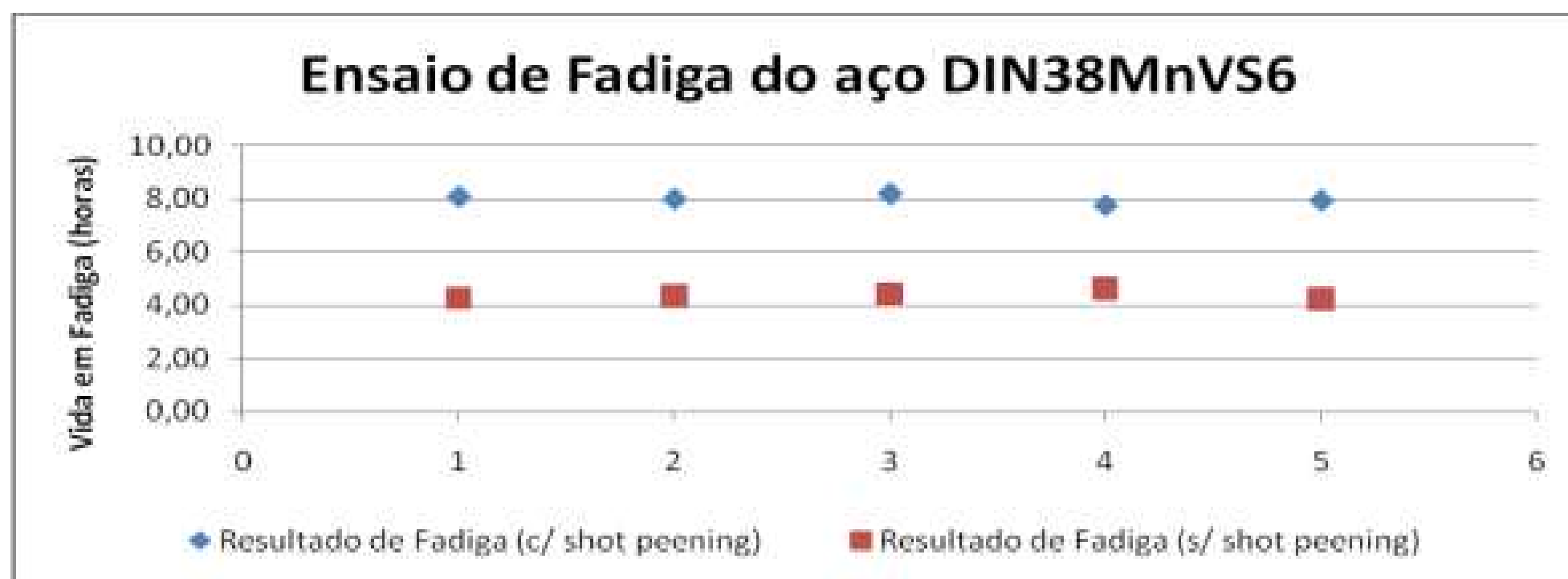
Para as amostra do aço DIN 38MnVS6, foi realizado o mesmo procedimento que para o aço SAE 1045H. Assim foram obtidos os resultados, apresentados na Tabela 7.

**Tabela 7:** Resultados do ensaio de fadiga do DIN 38MnVS6.

Amostras	Resultado de Vida em Fadiga em horas (c/ shot peening)	Resultado de Vida em Fadiga em Tempo(minutos)	Ciclos
1	8,07	484,20	242100
2	7,99	479,45	239727
3	8,19	491,22	245610
4	7,76	465,43	232716
5	7,936	476,16	238080
<b>Média</b>	<b>7,99</b>	<b>479,45</b>	<b>239727</b>
Resultado de Vida em Fadiga em horas (s/ shot peening)	Resultado de Vida em Fadiga em Tempo(minutos)	Ciclos	
6	4,26	255,60	127800
7	4,36	261,59	130796
8	4,42	265,00	132501
9	4,62	276,93	138465
10	4,23	253,64	126821
<b>Média</b>	<b>4,36</b>	<b>261,59</b>	<b>130795</b>
<b>(%) na vida útil em fadiga</b>	<b>83,28%</b>		

Comparando os resultados entre as amostras do aço DIN38MnVS6 com e sem *shot peening*, obtêm-se resultados apresentados na Figura 7, onde é possível identificar que o processo de jateamento por granalhas exerce uma influência na vida útil em fadiga, pois o aumento percentual foi de 83,28%.





**Figura 7:** Comparação entre dos resultados do DIN 38MnVS6 com e sem *shot peening*.

Observando os resultados dos dois aços, pode-se perceber que a melhor condição para resistência a fadiga é a do aço DIN38MnVS6 com jateamento por esferas metálicas, que obteve ciclo médio de 239.727 revoluções.

#### 4. CONCLUSÕES

De acordo com a metodologia utilizada nesta pesquisa e os resultados obtidos, é possível concluir que o processo de jateamento por esferas metálicas *shot peening*, exerce grande influência na vida útil por fadiga dos aços estudados, pois para o aço SAE 1045H o aumento médio percentual foi 115% e para o aço DIN38MnVS6 de 83%. Em relação à comparação dos dois tipos de aços é possível afirmar que ambos atendem as especificações técnicas e solicitações mecânicas, conforme visto nos ensaios.

#### 5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Robert Ulewicz, František Nový, Pavol Novák, Peter Palček. The investigation of the fatigue failure of passenger carriage draw-hook. **Engineering Failure Analysis**, Vol.104, pp. 609-616, 2019.
- [2] Yuanjiang Chang, Xiangfei Wu, Changshuai Zhang, Guoming Chen, Liangbin Xu. Dynamic Bayesian networks based approach for risk analysis of subsea wellhead fatigue failure during service life. **Reliability Engineering & System Safety**, Vol.188, pp. 454-462, 2019.
- [3] Wangchen Yan, Lu Deng, Feng Zhang, Tiange Li, Shaofan Li. Probabilistic machine learning approach to bridge fatigue failure analysis due to vehicular overloading. **Engineering Structures**, Vol.193, pp. 91-99, 2019.
- [4] U. Zerbst, C. Klinger. Material defects as cause for the fatigue failure of metallic components. **International Journal of Fatigue**, Vol.127, pp. 312-323, 2019.
- [5] REED, R. P.; SMITH, J. H.; CHRIST, B. W. The economics effects of fracture in the United States. **National Bureau of Standards Special Publication**, Washington, p. 641-1, 1983.
- [6] Xue-Mei Luo, Bin Zhang, Guang-Ping Zhang. Fatigue of metals at nanoscale: Metal thin films and conductive interconnects for flexible device

application Nano. **Materials Science**, In press, corrected proof, Available online 21 March 2019.

[7] Ali Haghshenas, M. M. Khonsari. On the removal of extrusions and intrusions via repolishing to improve metal fatigue life. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, Vol.103, Article 102248, 2019.

[8] KIRK, D. Review of Shot Peened Surface Properties. **The Shot Peener**, pp. 24 - 30, 2007.

[9] BELTRAMI, L. V. R. ; PELTZ, J. ; KUNST, S.R. ; BRANDOLT, C.S. ; MALFATTI, C. F. Effect of the Shot Peening Process on the Corrosion and Oxidation Resistance of AISI430 Stainless Steel. **Materials Research (São Carlos. On-line)** <sup>JCR</sup>, v. 18, pp. 538-545, 2015.

[10] Y. X. Chen, J. C. Wang, Y. K. Gao, A. H. Feng. Effect of shot peening on fatigue performance of Ti<sub>2</sub>AlNb intermetallic alloy. **International Journal of Fatigue**, Vol.127, pp. 53-57, 2019.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Influência do fator atrito para validação de lubrificantes para um processo de calibração a frio

Anderson Marek da Silva <sup>(1)</sup>

Thiago Marques Ivaniski <sup>(2)</sup>

Valcir Marques de Menezes <sup>(3)</sup>

Cristiano José Turra <sup>(4)</sup>

Alexandre da Silva Rocha <sup>(5)</sup>

### RESUMO

As condições de atrito presentes na interface peça/ferramenta em processos de conformação possuem forte impacto perante a vida útil do ferramental utilizado. Desta maneira, a definição de um lubrificante adequado é fundamental para garantir uma vida útil satisfatória de ferramentais de conformação. Este trabalho tem como objetivo verificar o desempenho de diferentes tipos de lubrificantes, para tal, foi utilizado o método de ensaio de compressão do anel e determinado as condições de atrito presentes durante o processo de compressão para cada lubrificante estudado. Podendo assim, se determinar a melhor condição de lubrificação para o processo de calibração a frio para forjamento de precisão.

**Palavras-chave:** Coeficiente de atrito; Calibração a Frio; Ensaio de Compressão do Anel; Lubrificação; Simulação numérica.

(1) Engenheiro Mecânico, aluno do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M/UFRGS, [anderson.marek@ufrgs.br](mailto:anderson.marek@ufrgs.br)

(2) Engenheiro de Materiais, aluno do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M/UFRGS, [thiago.ivaniski@ufrgs.br](mailto:thiago.ivaniski@ufrgs.br).

(3) Engenheiro Mecânico, aluno do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M/UFRGS, [valcir.menezes@ufrgs.br](mailto:valcir.menezes@ufrgs.br).

(4) Engenheiro Mecânico, aluno do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M/UFRGS, [cristiano.turra@ufrgs.br](mailto:cristiano.turra@ufrgs.br).

(5) Engenheiro Mecânico, Professor do Departamento de Metalurgia – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, [alexandre.rocha@ufrgs.br](mailto:alexandre.rocha@ufrgs.br).

## **ABSTRACT**

The friction conditions present at the piece / tool interface in forming processes have a strong impact on the life of the tooling used. In this way, the definition of a suitable lubricant is essential to ensure a satisfactory service life of forming tooling. The objective of this paper is to verify the performance of different types of lubricants. For this purpose, the ring compression test method was used and the friction conditions present during the compression process were determined for each lubricant studied. This can determine the best lubrication condition for the cold calibration process for precision forging.

**Keywords:** Friction coefficient; Cold Calibration; Ring Compression Test; Lubrification; Numerical simulation



## 1. INTRODUÇÃO

Um dos processos de conformação mecânica mais utilizados para a manufatura na indústria automotiva é o de calibração a frio em forjamento de precisão. O processo a frio apresenta algumas vantagens em relação ao forjamento à quente, tais como: a alta precisão dimensional e a redução de desperdícios de materiais em etapas de fabricação posteriores. Na Figura 1, pode-se observar o fluxograma do processo de calibração a frio em análise até o produto final.



**Figura 1:** Fluxograma do processo de calibração a frio.

A necessidade de redução de custos e o aumento da produtividade dentro das organizações, aliada a pouca disponibilidade de recursos para investimentos gera a necessidade do emprego de técnicas simples e de baixo custo que atuem no sentido de eliminar os desperdícios, otimizar processos e aumentar a produtividade. Segundo SCHULER (1998), o custo-eficácia dos processos de conformação a frio depende em grande parte dos custos das ferramentas, e consequentemente, da vida útil das matrizes.

Böesch *et al* (2011) comentam que estudos sobre condições tribológicas presentes em processos de conformação normalmente são realizados através da utilização de ensaios de amostras em pequena escala. Dentre os ensaios utilizados para este fim está o ensaio do anel, que possui característica quantitativa em relação a avaliação do atrito presente na interface peça/ferramenta em diferentes condições de lubrificação. Este ensaio é amplamente aceito, particularmente para processos de conformação de volume, tal como forjamento, extrusão e laminação. O ensaio do anel possibilita demonstrar uma característica qualitativa muito visível em relação ao atrito interfacial matriz/peças.

Na Figura 2, pode-se notar a diferença da qualidade de lubrificação em relação do atrito. Se o atrito for alto, o diâmetro interno diminui em relação ao raio neutro e ao contrário, se o atrito for baixo, o diâmetro interno aumenta.



**Figura 2:** Efeito do atrito no fluxo do metal durante o teste de compressão do anel, V. Martins e L. Schaeffer (2009).

Lee et al (1972) consideram que na maioria das aplicações em conformação, a lubricidade de um lubrificante é o fator isolado mais significativo, uma vez que ele determina diretamente o atrito na interface e por sua vez influência nas tensões, nas cargas e na energia de forjamento. Com isso, a fim de avaliar o desempenho de vários lubrificantes, torna-se necessário expressar o atrito na interface quantitativamente, em termos de um fator ou coeficiente.

Desta maneira, neste trabalho será analisado o desempenho de diferentes lubrificantes utilizados no processo calibração a frio de um determinado processo industrial visando encontrar o menor fator de atrito. Para a análise, utilizou-se três tipos de lubrificantes:

- 1 – Lubrificante A (Lub. A);
- 2 – Lubrificante B (Lub. B);
- 3 – Lubrificante C (Lub. C).

## 2.0 MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 MATERIAIS

Na confecção dos corpos de prova para a obtenção da curva de escoamento e para a realização dos ensaios do anel utilizou-se a mesma matéria-prima do processo em análise, ou seja, um aço SAE 1050 MOD originado de um processo de forjamento a morno. Na tabela 1, pode-se verificar a composição química do material.

**Tabela 1:** Análise química aço SAE 1050 MOD.

Análise química (% de massa)													
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Ti	Pb	Sn	N
0,520	0,260	0,720	0,012	0,014	0,170	0,110	0,030	0,016	0,170	0,0013	0,001	0,012	0,0061

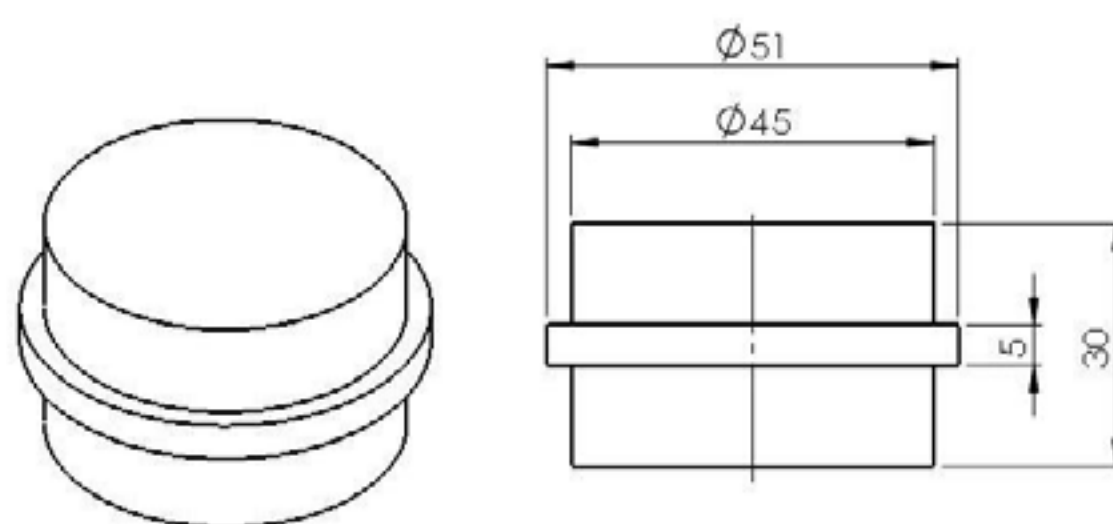
### 2.2 PREPARAÇÃO DA SUPERFÍCIE DAS FERRAMENTAS

No presente trabalho, buscou-se aproximar ao máximo as condições do processo em estudo durante os ensaios. As condições nas superfícies dos anéis foram baseadas no acabamento da peça forjada e jateada, bem como a superfície das matrizes de compressão dos anéis em relação às ferramentas de calibração a frio. As superfícies de contato dos anéis com as matrizes foram jateadas para que se obtivessem superfícies com pouca diferença de rugosidade entre os anéis de ensaio e



características similares às do forjado utilizado na operação de calibração a frio. O jateamento ocorreu de forma perpendicular à superfície dos anéis e com a distância do bico da pistola de jateamento de aproximadamente 20mm. A pistola de jateamento foi deslocada em movimentos circulares através da superfície dos anéis durante 3 minutos, que proporcionaram rugosidade média 1,9 Ra ( $\mu\text{m}$ ). Após o jateamento, realizou-se a limpeza da superfície dos anéis para a retirada de sujeiras e impurezas.

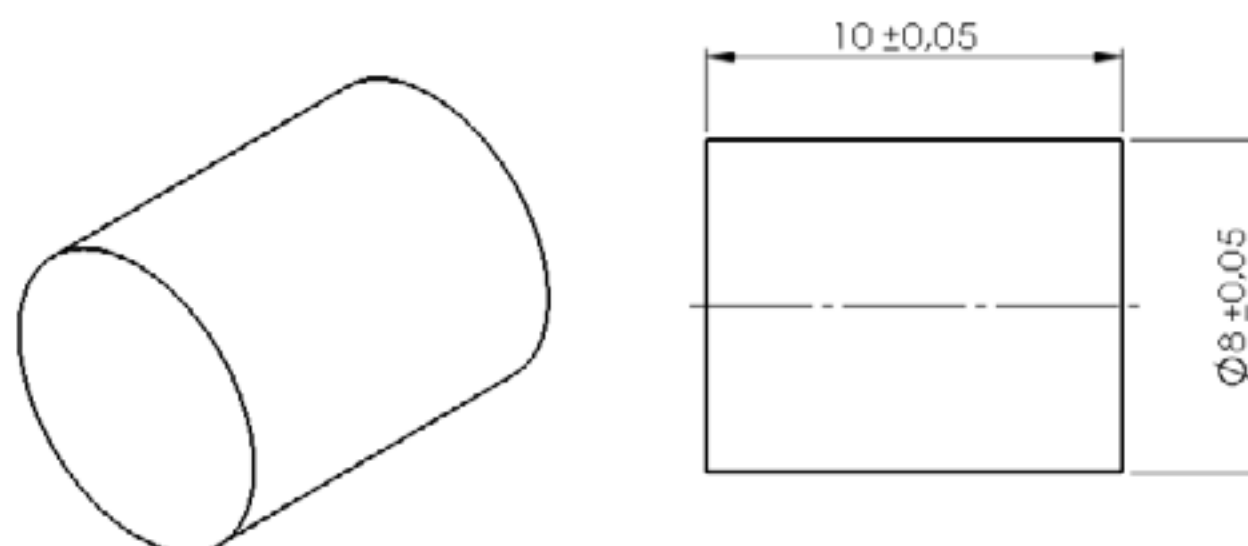
Os punções de aço AISI H13 foram temperados e revenidos atingindo uma dureza de 52 HRC, e posteriormente, lixados com lixa d'água de granulometria 120 para atingir a rugosidade de 0,5  $\mu\text{m}$ , representando a mesma condição das matrizes utilizadas no processo industrial em análise. Para cada tipo de lubrificante foi substituído um par de punções para manter a faixa de rugosidade e evitar distorções nos resultados. Na Figura 3, pode-se verificar as dimensões do punção utilizado durante o ensaio do anel. Para as condições de lubrificação B e C, os punções foram aquecidos na temperatura de 80° C e então, aplicou-se um condicionador de metais em suas superfícies.



**Figura 3:** Dimensões dos punções do aço AISI H13.

### 2.3 CURVAS DE ESCOAMENTO E CALIBRAÇÃO

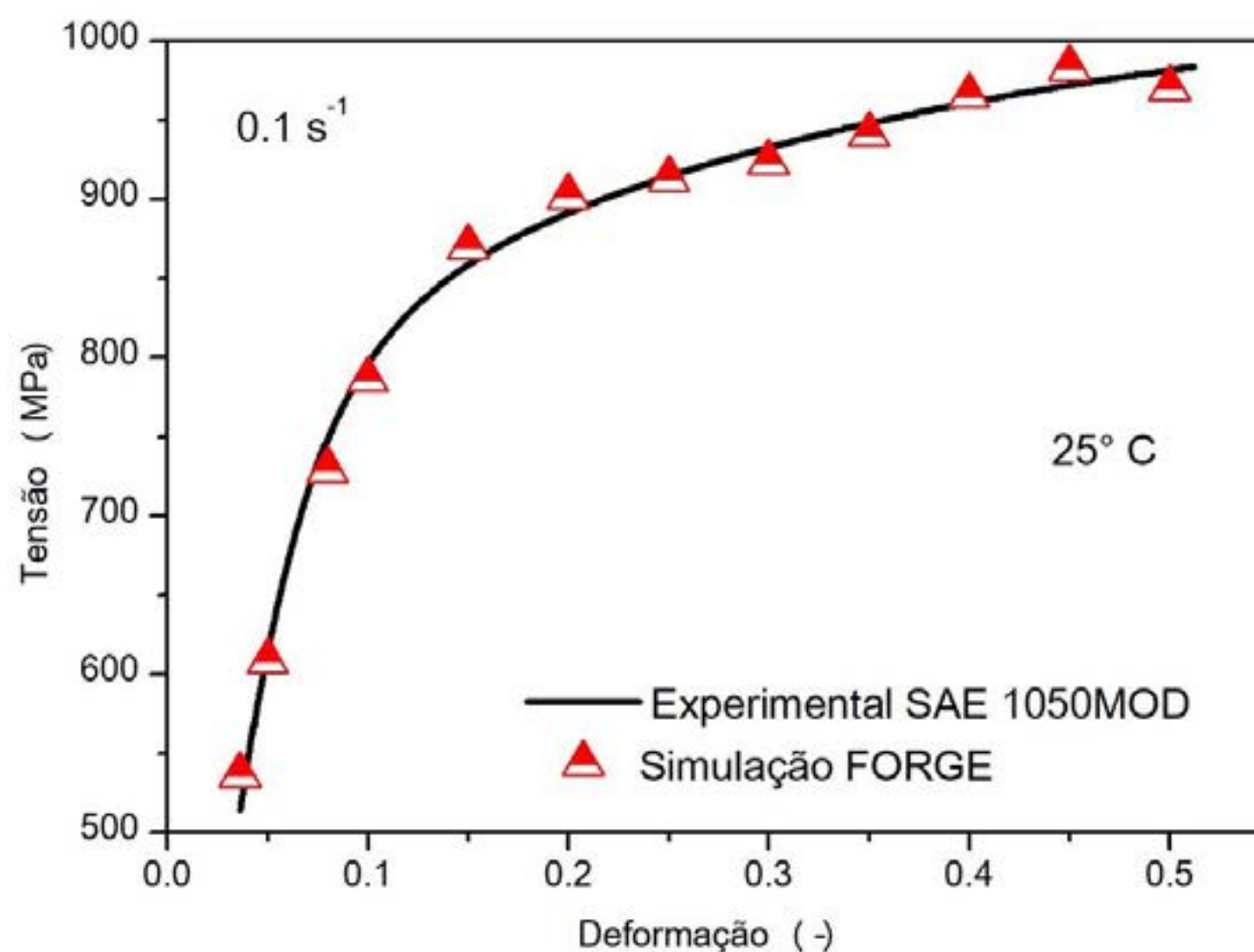
Para abastecer o software com dados relativos ao comportamento plástico do lote de aço SAE 1050 MOD., foram realizados ensaios de compressão com corpos de prova cilíndricos extraídos a partir da matéria-prima forjada a morno para a obtenção da curva verdadeira de tensão versus deformação em uma condição de referência de atrito próximo a zero. As amostras representadas na Figura 4, foram usinadas com as dimensões de 8mm de diâmetro por 10mm de altura, e tiveram, cuidadosamente, suas faces polidas com pasta de diamante 3  $\mu\text{m}$ .



**Figura 4:** Dimensões dos corpos de prova para obtenção da curva de escoamento.

Os ensaios para obtenção da curva de escoamento foram realizados em uma máquina universal de ensaios mecânicos da marca *EMIC* com capacidade máxima de 600 kN, utilizando-se películas de teflon como lubrificante nas quais eram substituídas em pequenos intervalos de deformação. A redução total aplicada foi de 60% em altura não se evidenciando embarrilhamento dos corpos de prova. Cabe ressaltar que a condição de deformação destes corpos de prova, bem como sua preparação cuidadosa com rugosidade extremamente baixa, assegurou um atrito próximo à zero, ou seja, garantiu-se uma condição uniaxial de tensões durante a compressão, essencial para obtenção da tensão verdadeira de escoamento do material como função da deformação verdadeira.

As curvas de calibração demonstram a influência de diferentes níveis de atrito sobre a variação relativa do diâmetro interno dos anéis como uma função da redução relativa de altura. Elas descrevem o efeito do atrito sobre a mudança geométrica dos anéis durante a conformação a frio. Estas foram obtidas a partir de um *software* de simulação com base em elementos finitos denominado *Forge NxT* versão 3.0, embasado na teoria de *Male-Crocoff*. Na simulação foi considerado o comportamento Elastoplástico do material, dado pela curva de escoamento e propriedades elásticas do aço SAE 1050 MOD. Na sequência, os dados obtidos da variação relativa do diâmetro interno dos anéis são plotados sobre as curvas de calibração obtidas por simulação, e por comparação são determinados os valores do fator de atrito para cada condição experimental. A Figura 5 ilustra o ajuste da curva de escoamento a frio para a realização da curva de calibração com as propriedades mecânicas do aço SAE 1050 MOD.



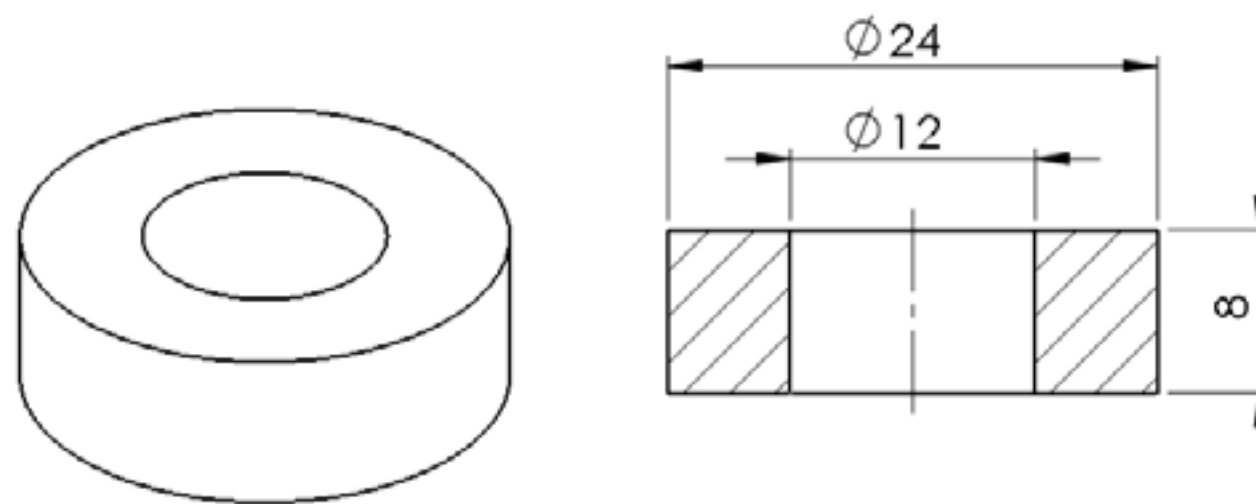
**Figura 5:** Curva de escoamento no ensaio de compressão a frio do aço SAE 1050 MOD e curva ajustada para a simulação das curvas de calibração.

## 2.4 ENSAIO DO ANEL

Para o ensaio do anel foram confeccionados 27 anéis (cilindros ocos) com o material forjado a morno e posteriormente jateado. Os ensaios foram realizados em temperatura ambiente numa máquina universal de ensaios mecânicos (EMIC) com capacidade máxima de 600 kN acoplada em um sistema



de aquisição de dados a uma velocidade de deslocamento de 3 mm/min. Definiu-se o uso de três corpos de prova por redução (20%, 40% e 60%) e três reduções por condição de lubrificação. Antes e após cada redução realizada, as respectivas alturas e diâmetros internos dos anéis foram medidos com um paquímetro digital com resolução de 0,02 mm. Estes dados foram utilizados para o cálculo da variação relativa do diâmetro interno ( $d_i-d_0/d_0$ ) e da redução relativa de altura ( $h_i-h_0/h_0$ ). Na Figura 6, pode-se visualizar as características geométricas dos corpos de prova utilizados.



**Figura 6:** Dimensões iniciais dos corpos de prova para o ensaio de compressão do anel.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

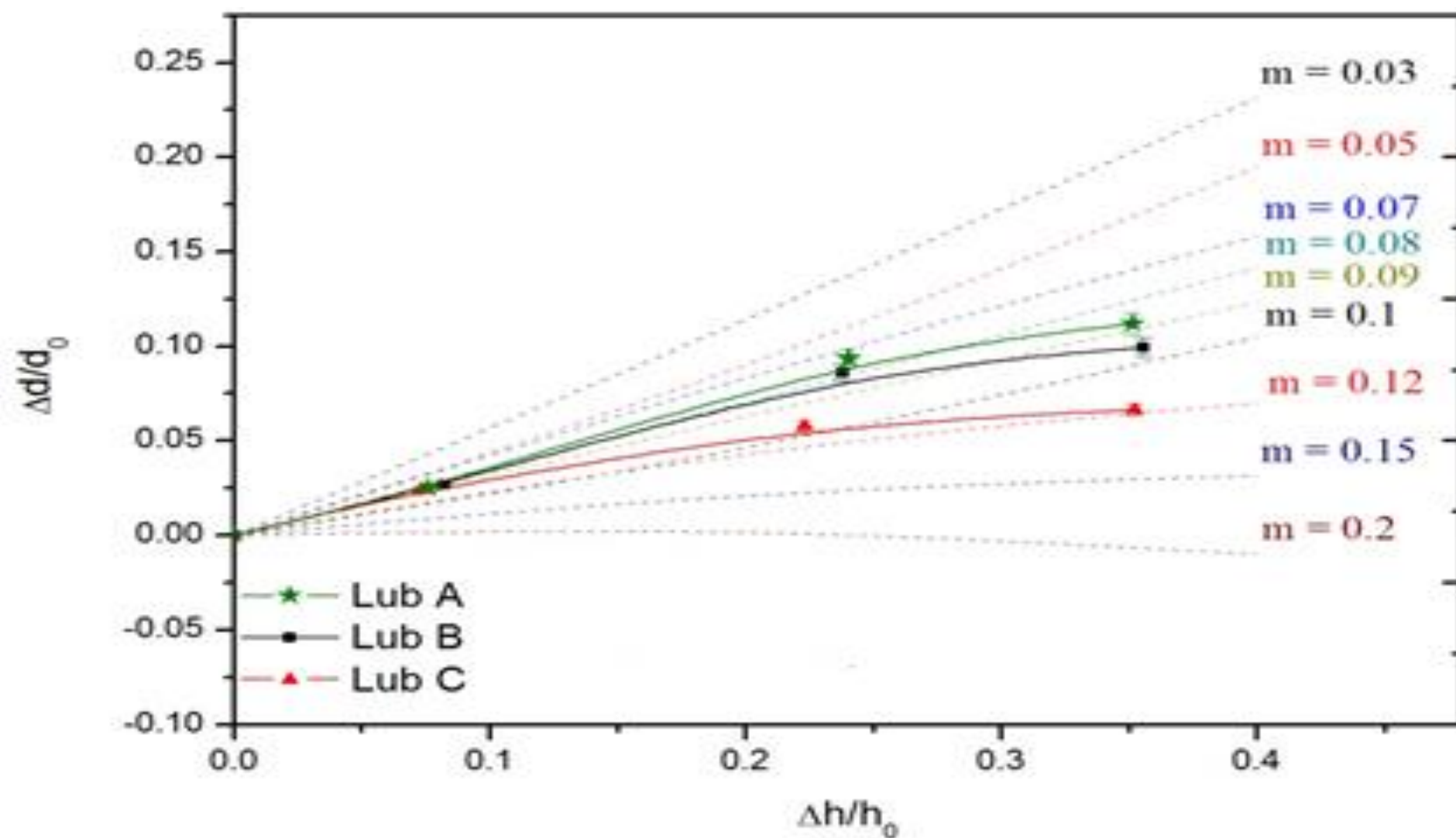
Na Tabela 2 são apresentados as dimensões em milímetros dos corpos de prova resultantes dos ensaios do anel para cada condição lubrificante.

**Tabela 2:** Dimensões dos corpos de prova após o ensaio

Redução	CP01				CP02				CP03				
	Medidas iniciais		Medidas finais		Medidas iniciais		Medidas finais		Medidas iniciais		Medidas finais		
	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	
01	Lub. A	11,90	7,96	12,19	7,38	11,93	8,00	12,24	7,42	11,86	7,99	12,16	7,32
	Lub. B	11,85	8,02	12,15	7,28	11,80	8,00	12,18	7,39	11,87	8,02	12,18	7,39
	Lub. C	11,85	8,02	12,07	7,45	11,83	8,01	12,15	7,40	11,83	8,02	12,19	7,43
Redução	CP01				CP02				CP03				
	Medidas iniciais		Medidas finais		Medidas iniciais		Medidas finais		Medidas iniciais		Medidas finais		
	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	
02	Lub. A	11,90	7,98	13,00	6,08	11,78	7,99	12,98	6,05	11,85	7,98	12,88	6,07
	Lub. B	11,85	8,02	12,96	6,08	11,86	8,01	12,91	6,11	11,88	8,02	13,07	6,13
	Lub. C	11,81	8,02	12,63	6,20	11,86	8,00	12,59	6,25	11,80	8,00	12,43	6,21
Redução	CP01				CP02				CP03				
	Medidas iniciais		Medidas finais		Medidas iniciais		Medidas finais		Medidas iniciais		Medidas finais		
	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	Diâmetro interno	Altura	
03	Lub. A	11,96	7,98	13,34	5,09	11,85	7,99	13,08	5,22	11,85	8,00	13,19	5,23
	Lub. B	11,86	8,00	13,14	5,28	11,85	8,01	13,16	5,06	11,87	8,02	13,22	5,15
	Lub. C	11,90	8,00	12,83	5,21	11,87	8,01	12,63	5,25	11,83	8,01	12,62	5,11

As curvas de variação relativa média do diâmetro interno em função da redução relativa de altura foram plotadas sobre as curvas de calibração obtidas através de simulação numérica. A comparação

das curvas experimentais com relação às curvas de calibração permitiu determinar o fator de atrito para cada condição de lubrificação conforme pode se observado na Figura 7.



**Figura 7:** Fator de atrito no cisalhamento para os diferentes lubrificantes durante o ensaio do anel a frio no aço SAE 1050 MOD.

Na Tabela 3, são apresentados os dados estratificados de fator de atrito para cada lubrificante utilizado no presente estudo. Nota-se que o Lubrificante A apresentou um menor fator de atrito em relação aos Lubrificante B e C.

**Tabela 3:** Fatores de atrito resultantes de cada condição de lubrificação.

Tipo de Lubrificante	Fator de Atrito (m)
Lub A	0,07 a 0,085
Lub B	0,08 a 0,095
Lub C	0,09 a 0,12

#### 4. CONCLUSÕES

Considerando que a lubricidade de um lubrificante seja um fator significativo em aplicações de conformação, a capacidade de lubrificação do lubrificante Lub A foi superior em relação aos lubrificantes Lub B e Lub C a partir dos resultados obtidos de fator de atrito. Desta maneira, a característica de lubricidade indica ter uma influência direta no atrito gerado na interface peça/ferramenta durante processos de conformação. Em suma, este tipo de estudo torna-se fundamental para as análises envolvendo custos operacionais com consumíveis em processos de conformação, na validação de futuras modificações em processos e novos investimentos.



## REFERÊNCIAS

- [1] BÖESCH JUNIOR, P. R.; MARTINS, V.; SCHAEFFER, L. Determinação do coeficiente de atrito pelo ensaio de compressão do anel: uma revisão. *Revista Therma*, v. 8, n. 1, p.1-11, 2011.
- [2] MALE, A.T. Variations in friction coefficients of metals during compressive deformation. *Journal of the Institute of Metals*, V. 94, p. 121-125, (1966).
- [3] DIETER, G. E. Process Variables Controlling Workability. In: *ASM Handbook: Forming and Forging*. Materials Park, Ohio: ASM International, 1996. v. 14.
- [4] ALTAN, T.; OH, S.; GEGEL, H. *Conformação de metais: Fundamentos e aplicações*. EESC/USP, 1999.
- [5] DIETER, G.; KUHN, H. SEMIATIN, S. *Bulk Workability of Metals*. Metalworking: Bulk Forming. 2018.
- [6] GEIER, M. Considerações sobre o atrito para processos de forjamento a frio através do ensaio de compressão do anel. Porto Alegre: UFRGS, 2007. Dissertação do Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2007.
- [7] SCHAEFFER, L. *Manufatura por conformação mecânica*, 2016. ISBN 978-85-7697-435-2.
- [8] SCHULER. *Metal Forming Handbook*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1998. ISBN 3-540-61185-1.
- [9] MARTINS V. e L. SCHAEFFER, Comparação entre lubrificantes pela verificação do atrito em alumínio e aço, 2009.
- [10] LEE. C. H., and ALTAN, T., "Influence of Flow Stress and Friction Upon Metal Flow in Upset Forging of Rings and Cylinders", *Trans. ASME, J. Engr. Industry*, Vol. 94. N° 3, Aug. 1972, p. 775.
- [11] MALE, A. T., and DePIERRE, V., "The Validity of Mathematical Solutions for Determining Friction from the Ring Compression Test", *Trans. ASME, J. Lubrication Technology*, Vol. 92, 1970, p. 389.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Influência das propriedades de superfície de revestimentos cerâmicos no seu comportamento tribológico

P.S.Souza<sup>(1)</sup>  
M.A.Câmara<sup>(1,2)</sup>

### RESUMO

Revestimentos de materiais duros têm sido comumente usados em processos de conformação de metal para reduzir a interação mecânica entre as superfícies. Devido ao contato em atrito, a adesão é um mecanismo presente, que favorece ao desgaste e reduz a qualidade superficial. Estudos envolvendo as propriedades de energia de superfície e molhabilidade têm demonstrado contribuir na caracterização e seleção de materiais mais eficientes ao desgaste. No entanto, estas propriedades ainda são muito negligenciadas. Portanto, o objetivo do presente trabalho foi investigar a interação superficial de revestimentos de TiN e TiAlN através da análise de suas propriedades do material e seu efeito no comportamento tribológico. O aço AISI M2 foi usado como material de referência para comparação com os revestimentos. A dureza, módulo de elasticidade, molhabilidade e energia superficial dos materiais envolvidos no contato foram caracterizados. O tribômetro do tipo pino-sobre-disco foi usado para análise do desgaste contra o aço AISI4340. A técnica de ângulo de contato foi utilizada para a caracterização das propriedades de molhabilidade e energia de superfície. Análises de perfilometria foram utilizadas para determinar as taxas de desgaste e caracterizar a adesão sobre a superfície dos revestimentos. Os resultados demonstram que as propriedades de superfície foram coerentes com o comportamento tribológico do material.

**Palavras-chave:** TiN, TiAlN, energia de superfície, deslizamento, adesão.

### 1. INTRODUÇÃO

Estudos têm demonstrado que revestimentos tribológicos geram superfícies com baixo atrito [1], alta dureza [2] e por consequência, melhoram a resistência ao desgaste de materiais [3] e melhoram a lubrificação no deslizamento [4]. A ausência de um lubrificante como uma intercamada entre peça de trabalho e uma ferramenta, como por exemplo, na conformação, resultam em uma intensa interação mecânica entre as superfícies. Devido à tendência de adesão, este leva a resistência adesiva em ambas às partes envolvidas. A consequência é uma pobre qualidade superficial e intenso desgaste da ferramenta, que acarretam em custos adicionais nos processos. Portanto, o desafio envolve reduzir o atrito e desgaste nas interações entre as superfícies de trabalho.

<sup>(1)</sup> Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, PPGMEC-UFMG.

<sup>(2)</sup> Prof. Dr.; Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil.



Nos últimos anos, estudos envolvendo as propriedades de energia de superfície ( $\gamma$ ) e molhabilidade têm demonstrado contribuir na caracterização de materiais mais eficientes ao desgaste. Do qual, verificou-se que a energia de superfície é tão importante quanto à resistência do material para a determinação do processo de desgaste [5]. No entanto, estas propriedades ainda são muito negligenciadas [6], principalmente em contato direto entre sólido-sólido não lubrificado. A determinação da energia de superfície não é simples. A energia de superfície é definida como o trabalho necessário para criar uma nova superfície, estando fortemente associada ao estado de equilíbrio dos átomos na camada mais externa do material [7].

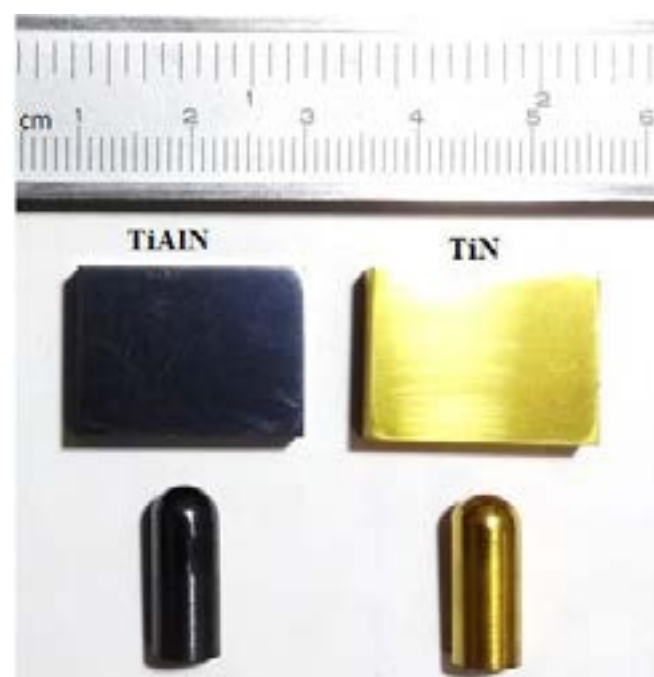
A capacidade de um líquido de se espalhar em uma superfície é avaliada pela sua molhabilidade. Para sistemas de deslizamento lubrificados, uma boa molhabilidade indica melhor cobertura do lubrificante e redução do número de interações sólido-sólido. A análise da energia de superfície em condições lubrificadas geralmente demonstra o melhor espalhamento do lubrificante e, portanto, menor energia de superfície com o uso de revestimentos cerâmicos [7]. Revestimentos de Diamond-like carbon mostraram uma redução superior a 30% no atrito em comparação a superfície metálica não revestida em deslizamento lubrificado [6]. Superfícies com alta molhabilidade estão mais susceptíveis a interações, portanto apresentando maior energia de superfície e aumento da força de adesão na interface revestimento-substrato. Assim, a modificação da superfície de WC/Co, por tratamento a laser, demonstrou um coerente aumento da molhabilidade e conseqüente aumento da adesão do revestimento de TiAlN ao substrato modificado [8].

A energia de superfície é comumente dividida entre as componentes polar e dispersiva, relacionadas aos tipos de ligações intermoleculares dos líquidos de referência, utilizados nas medidas de ângulo de contato. Testes de riscamento feitos em revestimento de TiHfN, depositado em WC-6Co, demonstraram aumento da carga crítica de deslocamento do filme coerente com o aumento da componente polar da energia de superfície [9]. A melhora da adesão ou ancoramento de revestimentos ao substrato permite que o retardo do deslocamento e, portanto prolongando o efeito de suas propriedades no contato por deslizamento.

Com base no exposto, percebe-se que a energia de superfície pode ter influencia em diversos tipos de interações superficiais. A força que mantém duas superfícies em contato íntimo não é alcançada através de interações mecânicas, mas por forças intermoleculares, e essas influenciam todas as propriedades dos materiais [10]. Por isso, a correlação da energia de superfície com o comportamento tribológico pode auxiliar na escolha de materiais mais eficientes. No presente trabalho, os revestimentos de TiAlN e TiN foram caracterizados por medidas de nanodureza e módulo de elasticidade (AFM); molhabilidade e energia de superfície (ângulo de contato); e por fim, o coeficiente de atrito e de desgaste foram medidos em ensaio de pino-sobre-disco deslizando contra aço AISI 4340, sendo a análise superficial do desgaste na superfície dos pinos revestidas avaliadas por perfilometria.

## 2. EXPERIMENTAL

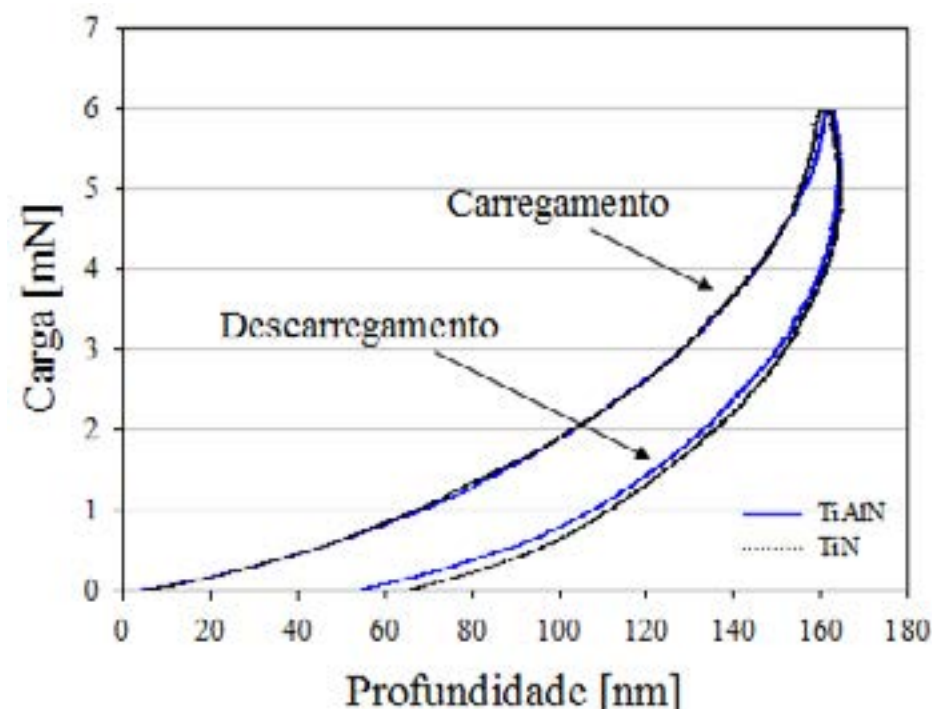
Os substratos em aço AISI M2 foram preparados em placas com 15x10x5 mm e em pinos cilíndricos com  $\varnothing$  6x10 mm para recobrimento dos revestimentos. Monocamadas de TiAlN e TiN foram depositadas pela técnica de deposição física a vapor do tipo magnetron sputtering (Balzers® Industries), sendo o resultado demonstrado na Figura 1.



**Figura 1:** Amostras após processo de deposição.

A caracterização dos revestimentos foi realizada sobre as amostras planas. A rugosidade superficial foi obtida pela média de 5 ensaios de perfilometria 2D (Taylor-Hobson Talysurf). A

espessura do revestimento foi medida em seção transversal pelo microscópio eletrônico de varredura (MEV) (Quanta FEG 3D FEI), equipado com espectroscopia de raios-X (EDS) usado para confirmar a composição química percentual dos revestimentos. Testes de nanoindentação instrumentada (NanomechPro™ Toolkit) foram usados nas medidas de nanodureza e módulo de elasticidade dos revestimentos. O método de Oliver and Pharr [11] foi aplicado para análise das curvas de indentação (Figura 2) em 12 ensaios, com carga máxima de 6,0 mN, em taxa de carregamento de 1,0 mN/s e 10 s de permanência em carga máxima, seguido de descarregamento.



**Figura 2:** Curvas de indentação sobre os revestimentos.

A molhabilidade e energia de superfície dos revestimentos e do material usado como contra-corpo (aço AISI 4340) no contato tribológico foram avaliadas pelo ensaio ângulo de contato ( $\theta$ ) medido gota estática. O ensaio consiste em gravar a imagem de uma gota depositada na superfície em análise, e assim medir o valor do ângulo formado na interface de contato. Neste trabalho foram realizadas 24 medidas em três diferentes seções das amostras planas em temperatura ambiente e ao ar, com um volume de 10 $\mu$ L de água destilada e glicerina, sendo ambos usados como líquidos de referência. Para estimar a energia de superfície ( $\gamma_s$ ) foi usado o método de Owens-Wendt-Rabel-Kaelble (OWRK), do qual é amplamente aplicado em trabalhos com revestimentos cerâmicos [6], [12], [13]. De acordo com o método, a energia de interface entre sólido/líquido pode ser avaliada por

$$\gamma_L(1 + \cos \theta) = 2(\gamma_s^d \gamma_L^d)^{0.5} + 2(\gamma_s^p \gamma_L^p)^{0.5} \quad (1)$$

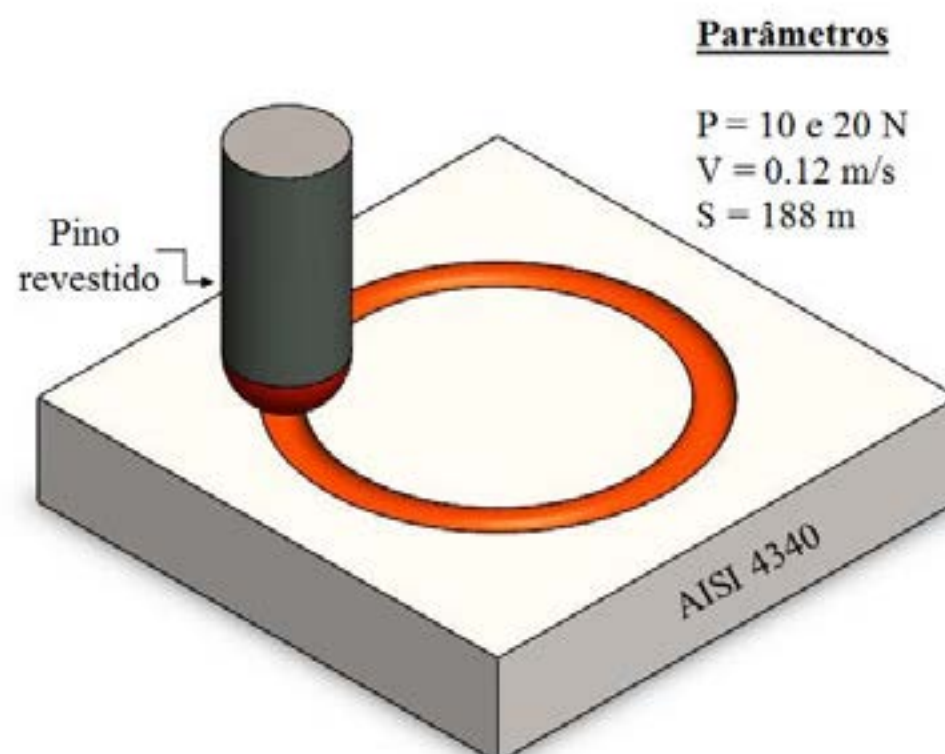
onde  $\gamma_L$  é a energia de superfície do líquido de referência previamente definida, que pode ser decomposta entre as componentes dispersiva ( $\gamma_L^d$ ) e polar ( $\gamma_L^p$ ). Os líquidos de referência utilizados neste trabalho foram água destilada ( $\gamma_L^d = 21.8 \text{ mJ/m}^2$  e  $\gamma_L^p = 51.0 \text{ mJ/m}^2$ ) e glicerina ( $\gamma_L^d = 30.0 \text{ mJ/m}^2$ , e  $\gamma_L^p = 26.4 \text{ mJ/m}^2$ ) [14]. A energia de superfície do sólido ( $\gamma_s$ ) é estimada pela soma entre suas componentes dispersiva ( $\gamma_s^d$ ) e polar ( $\gamma_s^p$ ), que são determinados pela manipulação em (1). Assim, a inclinação e intercepção da curva formada por  $(\gamma_L^p)^{0.5} / (\gamma_L^d)^{0.5}$  versus  $\gamma_L(1 + \cos \theta) / (1 + \gamma_L^d)^{0.5}$  revelam os valores das componentes polar e dispersiva da energia de superfície do sólido em análise.

Para avaliação do comportamento tribológico dos revestimentos em deslizamento contra o aço AISI 4340 foram realizados testes de pino-sobre-disco no equipamento CSEM – tribometer, seguindo a norma ASTM G99/05 (25 °C e TA). O par tribológico foi composto por pinos revestidos e placas de aço AISI 4340 com 30x30x5 mm e rugosidade com desvio médio aritmético ( $R_a$ ) de 0,1  $\mu$ m. Este material foi escolhido devido às muitas aplicações na indústria metal-mecânica, do qual é comumente usinado com ferramentas revestidas com materiais cerâmicos. Os parâmetros utilizados nos ensaios estão demonstrados na Figura 3.

O coeficiente de atrito ( $\mu$ ) foi calculado pela média dos valores apresentados no regime estável da curva. Após os ensaios, os pinos revestidos foram limpos por etanol em ultrassom e as regiões de desgaste foram analisadas pelas técnicas de perfilometria. O perfil de desgaste das trilhas (A) em aço AISI 4340 foi usado no cálculo da taxa de desgaste ( $k$ ), dado por [15].

$$k = \frac{\pi DA}{P_s} \quad (2)$$

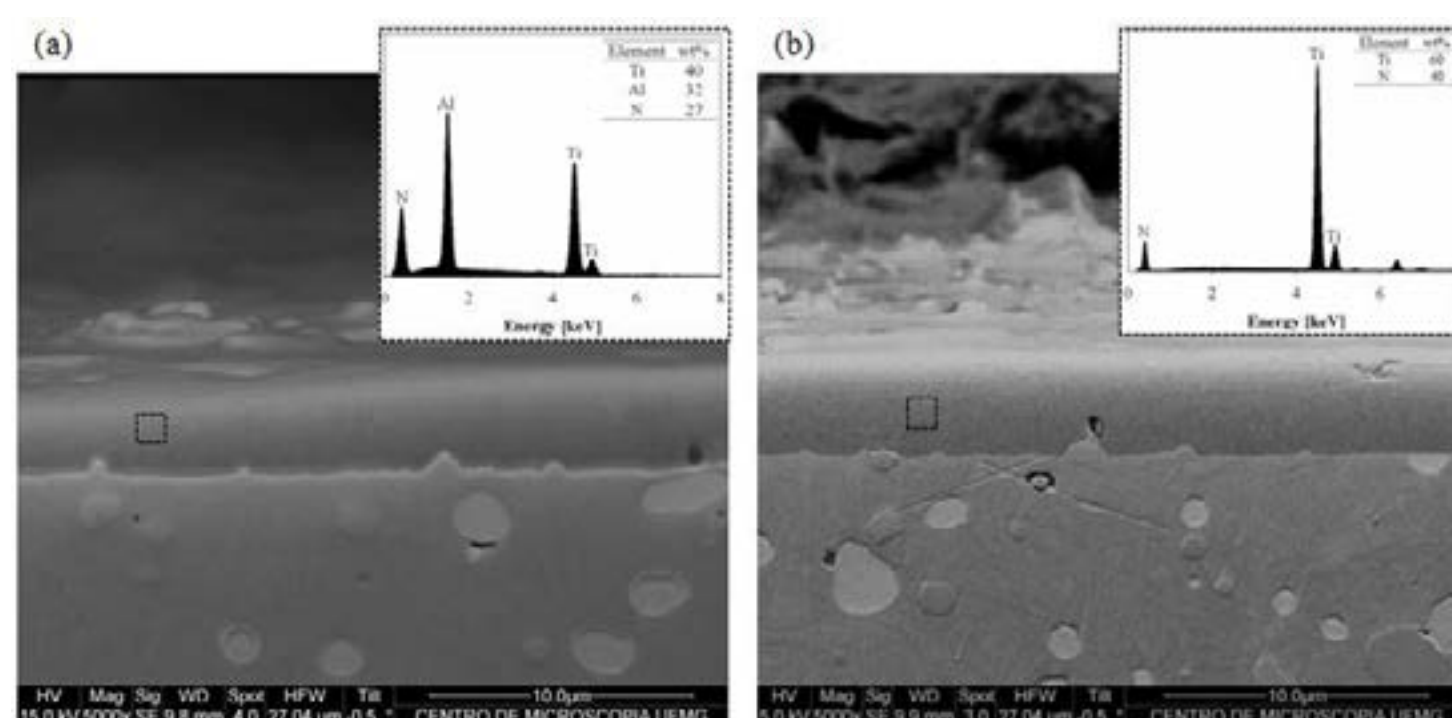




**Figura 3:** Ensaio de pino-sobre-disco.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A composição percentual dos revestimentos foi confirmada por EDS, conforme ilustra a Figura 4. Os valores de espessura foram medidos pela seção transversal sendo encontrado  $3.28 \pm 0.19 \mu\text{m}$  para TiAlN e  $3.66 \pm 0.32 \mu\text{m}$  para TiN. Os valores de espessura foram usados como referência de profundidade no ensaio de nanodureza, do qual foi respeitada a profundidade máxima de indentação inferior a 10% da espessura dos revestimentos, de modo a minimizar qualquer efeito da resposta no substrato. Os resultados de média e desvio padrão da nanodureza e módulo de elasticidade estão detalhados na Tabela 1, sendo os valores coerentes com a literatura [16]. A comparação entre a propriedade de dureza dos revestimentos não demonstra diferença estatística entre os revestimentos.



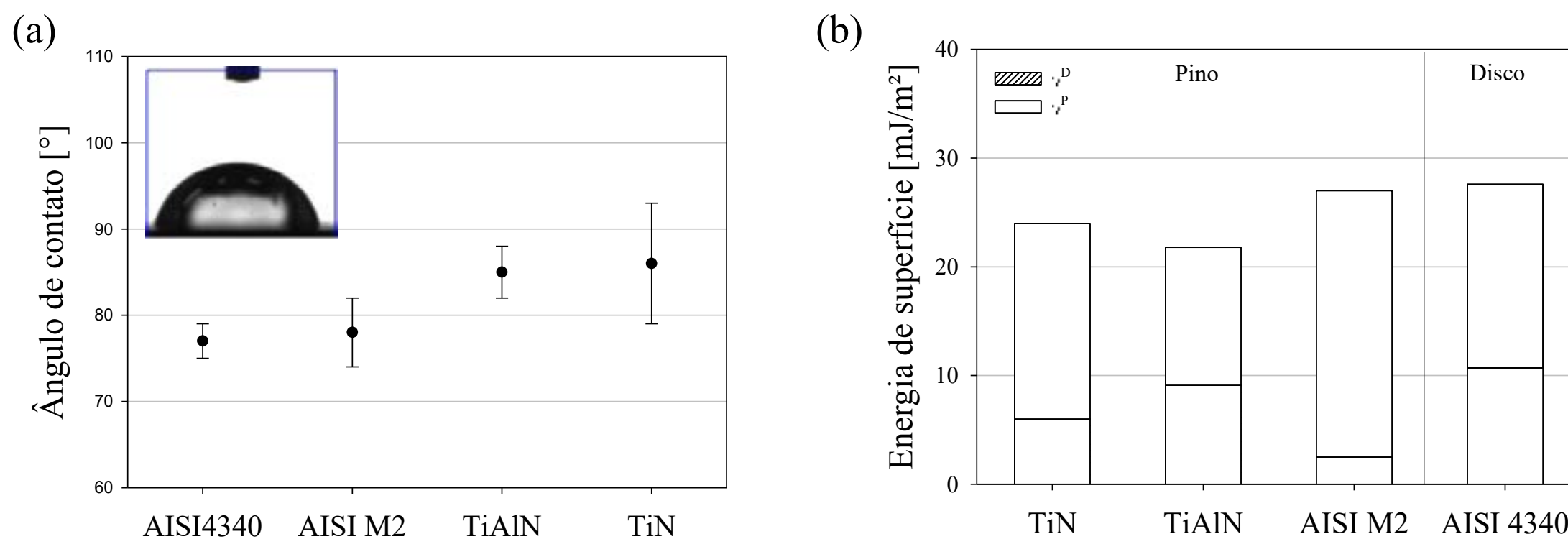
**Figura 4:** Espessura do revestimento por MEV e composição química do revestimento por EDS. (a)TiAlN e (b)TiN.

**Tabela 1:** Informações sobre os materiais.

Material	Espessura [ $\mu\text{m}$ ]	Nano dureza [GPa]	Módulo de elasticidade [GPa]	Rugosidade [ $\mu\text{m}$ ]
TiAlN	$3,28 \pm 0,19$	$19 \pm 5$	$142 \pm 27$	$0,048 \pm 0,005$
TiN	$3,66 \pm 0,32$	$21 \pm 7$	$154 \pm 28$	$0,053 \pm 0,004$

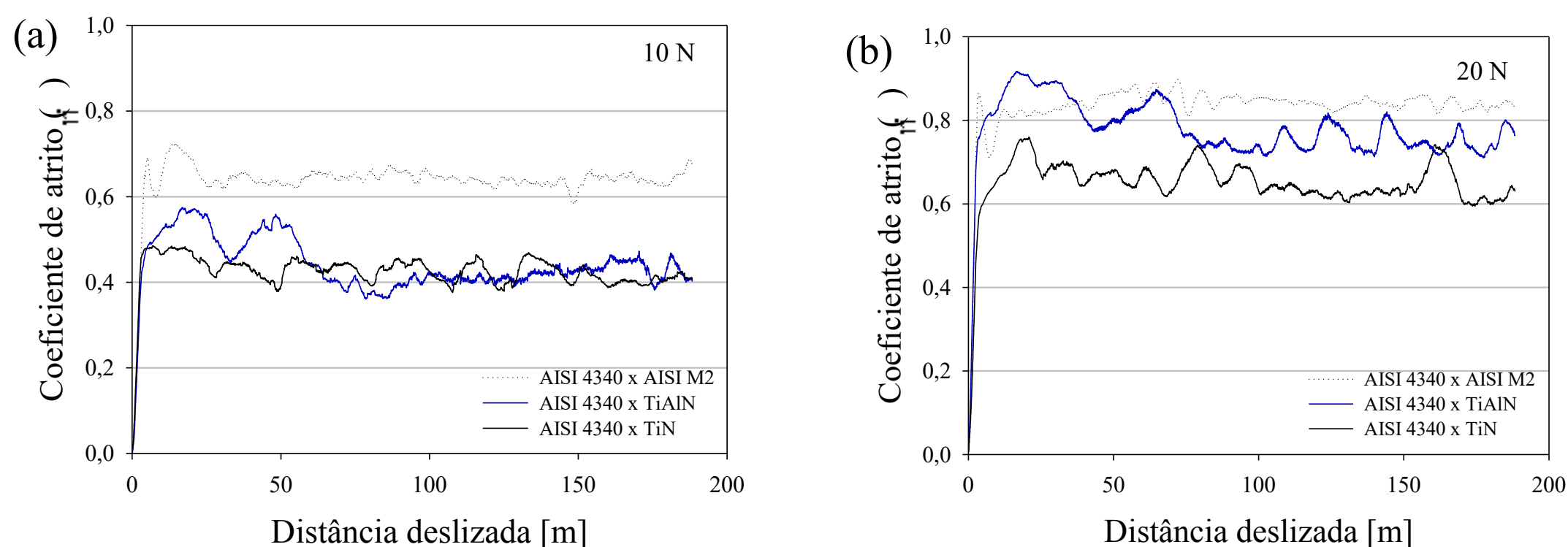
A molhabilidade e energia de superfície dos materiais estudados estão apresentadas na Figura 5 (a) e (b), respectivamente. Todos os materiais avaliados exibem um comportamento hidrofílico ( $\theta < 90^\circ$ ). Os materiais metálicos apresentaram os valores mais baixos de ângulo de contato comparados aos revestimentos cerâmicos, demonstrando maior molhabilidade, ou seja, tendência ao espalhamento da água. Os resultados de ângulos de contato foram utilizados para estimar a energia de superfície e suas respectivas componentes, polar e dispersiva, tanto do material do disco (aço AISI 4340) como dos pinos (TiAlN, TiN e AISI M2) usando o método OWRK, Figura 5 (b). Os valores de energia de superfície total dos materiais metálicos (AISI M2 e AISI 4340) foram superiores os

materiais cerâmicos (TiAlN e TiN), sendo este comportamento já relatado em outros trabalhos [6], [17].



**Figura 5:** (a) Medidas dos ângulos de contatos dos materiais. No detalhe uma gota de água destilada sobre a superfície do HSS. (b) Energia de superfície e suas componentes dos materiais envolvidos no contato por Pino-Sobre-Disco.

A evolução do coeficiente de atrito ( $\mu$ ) como uma função da distância percorrida nas condições de 10 e 20 N durante o ensaio de pino-sobre-disco está mostrada na Figura 6 (a) e (b), respectivamente. No início do deslizamento, as superfícies entram em um estado de acomodação chamado de running-in. Do qual, o contato entre os corpos é concentrado nos picos de rugosidade das superfícies, sendo o aumento brusco do coeficiente de atrito proveniente do alto esforço nas pequenas áreas de contato. Na sequência, os picos de rugosidade são quebrados e o coeficiente se estabiliza. A aplicação dos revestimentos reduziu o coeficiente de atrito do contato em menor carga, antecipando o regime estável. O comportamento tribológico dos revestimentos foi semelhante. Com o aumento da carga (20 N) houve um aumento do coeficiente de atrito em todos os sistemas. Este pode ter sido provocado pelo aumento da área real de contato, do qual demonstrou um menor coeficiente de atrito com o revestimento de TiN. As forças envolvidas no atrito por deslizamento são geralmente descritas, na literatura, pelas contribuições vinculadas a adesão desenvolvida nas áreas de contato entre as superfícies, e a deformação necessária para arrastar as asperidades da superfície mais dura pela superfície mais macia [18]. Assim, a resposta tribológica do sistema é dada de acordo com a ação resultante das propriedades dos materiais e das condições do sistema. Tendo em vista que as propriedades de dureza e módulo de elasticidade mensuradas nos revestimentos não demonstram diferenças estatísticas, suas diferenças de comportamento podem estar vinculadas a afinidade entre os pares tribológicos.

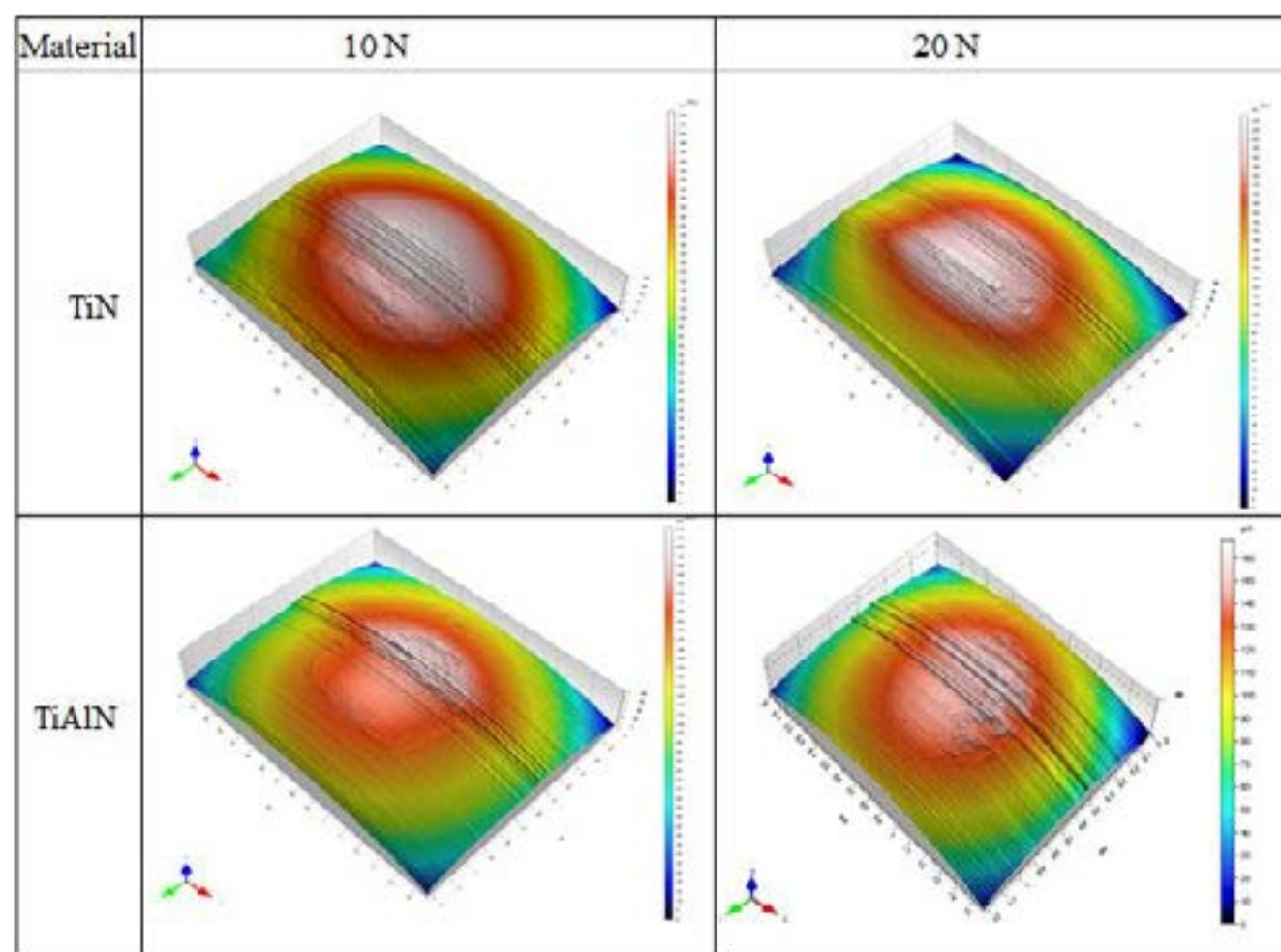


**Figura 6:** Coeficiente de atrito dos sistemas em análise nas condições (a) 10 N e (b) 20 N.

A superfície dos pinos revestidos após deslizamento foi analisada por perfilometria, conforme demonstra a Figura 7. Nos revestimentos em estudo, não houve deslocamento do revestimento nas condições estabelecidas para os sistemas. Os perfis topográficos evidenciam a transferência de

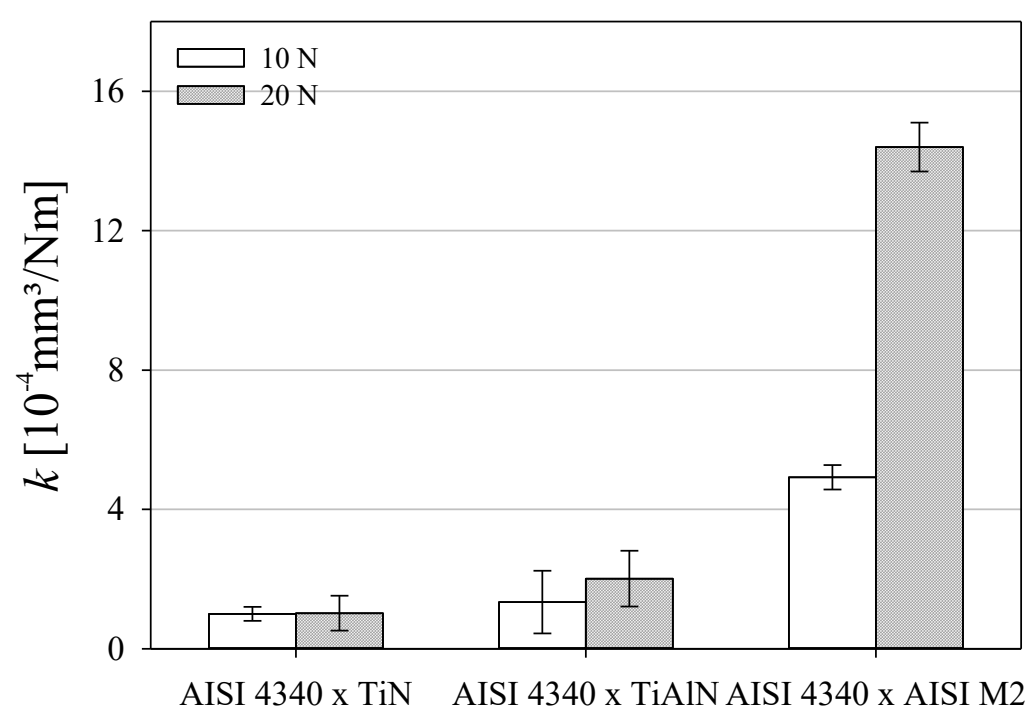


material do disco em aço AISI 4340 para a superfície dos pinos. Pela análise visual dos perfis é possível perceber que maior adesão de material sobre o pino revestido em TiAlN.



**Figura 7:** Perfilometria tridimensional da regiões de contato dos pinos revestidos em diferentes condições.

O valor do coeficiente de desgaste ( $k$ ) dos discos aumentou respectivamente no contato com TiN; TiAlN e HSS, Figura 8. Estes resultados demonstram coerência com os valores do coeficiente de atrito e da análise de transferência de material na superfície dos pinos revestidos. O aumento da taxa de desgaste na condição mais severa de 20 N confirma o aumento da interação entre as superfícies nessa condição. O contato com o pino sem revestimento (AISI M2) demonstrou maior perda de material, do qual confirma sua menor resistência ao desgaste. A análise comparativa entre os resultados envolvendo os revestimentos confirmam o melhor desempenho do TiN.



**Figura 8:** Coeficiente de desgaste avaliado sobre o disco de aço AISI 4340 após desgaste por deslizamento.

As diferenças dos revestimentos em relação à energia de superfície são principalmente devido as componentes polar e dispersiva. Este indica que as componentes tendem a ter uma função importante nas interações de contato entre os materiais, uma vez que os resultados tribológicos indicaram diferenças no comportamento. Como o contato entre o aço AISI 4340 e o revestimento TiAlN demonstraram maior adesão e afinidade entre os materiais, correlações dos resultados com a energia de superfície podem indicar a influência dessa propriedade na resistência ao desgaste. A análise indica um aumento da componente dispersiva da energia de superfície do revestimento de TiAlN. Portanto, sugere-se que o aumento desta componente aumentou a reatividade no contato com o aço AISI 4340 e favorecendo a adesão entre os materiais.

#### 4. CONCLUSÃO

Testes de deslizamento por atrito foram realizados para investigar a influencia das propriedades mecânicas e de superfície de revestimentos cerâmicos no contato com aço AISI 4340. Os resultados demonstram diferentes comportamento dos revestimentos com o aumento da carga

normal e consequente aproximação da interface de deslizamento. Houve redução do coeficiente de atrito e melhora na resistência ao desgaste com o uso dos revestimentos de TiAlN e TiN, em comparação ao contato com o aço AISI M2. As propriedades mecânicas de dureza e módulo de elasticidade dos revestimentos de TiAlN e TiN não mostram diferenças estatísticas, deste modo as diferenças de comportamento tribológicos foram comparadas as propriedades de superfície. O contato entre o revestimento de TiAlN e o aço AISI 4340 apresentaram maior transferência de material sobre a superfície do revestimento. Sendo, sugerido pela análise das componentes da energia de superfície, que este aumento de afinidade pode ter sido favorecido pela componente dispersiva do revestimento. As propriedades de superfície demonstram potencial na influência no mecanismo de adesão no contato podendo auxiliar na seleção e redução do desgaste.

### AGRADECIMENTOS

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

### REFERÊNCIAS

- [1] CALISKAN, H., KURBANOGLU, C., PANJAN, P., CEKADA, M., KRAMAR, D. *Wear behavior and cutting performance of nanostructured hard coatings on cemented carbide cutting tools in hard milling*. *Tribology International*, 2013, 215–222.
- [2] LIU, J., MA, C., TU, G., LONG, Y. *Cutting performance and wear mechanism of Sialon ceramic cutting*. *Surf. Coat. Technol.*, 2016, 146-150.
- [3] LIU, J.Q., LI, L.J., WEI, B., WEN, F., CAO, H.T., PEI, Y.T. *Effect of sputtering pressure on the surface topography, structure, wettability and tribological performance of DLC films coated on rubber by magnetron sputtering*. *Surface & Coatings Technology*, 2018.
- [4] FOX-RABINOVICH, G.S., YAMOMOTO, K., VELDHUIS, S.C., KOVALEV, A.I., DOSBAEVA, G.K. *Tribological adaptability of TiAlCrN PVD coatings under high performance dry machining conditions*, *Surface & Coatings Technology*, 2005, 200, 1804 – 1813.
- [5] SHEN, S., MENG, Y. *Effect of Surface Energy on the Wear Process of Bulk-Fabricated MEMS Devices*, *Tribol Lett.*, 2013, 52, 213–221.
- [6] KALIN, M, POLAJNAR, M. *The Effect of Wetting and Surface Energy on the Friction and Slip in Oil-Lubricated Contacts*. *Tribol Lett.*, 2013, 52, 185–194.
- [7] LUGSCHEIDER, E., BOBSIN, K. *The influence on surface free energy of PVD-coatings*. *Surf. Coat. Technol.*, 2001, 755-760.
- [8] ZHANG, K., DENG, J., GUO, X., SUN, L., LEI, S. *Study on the adhesion and tribological behavior of PVD TiAlN coatings with a multi-scale textured substrate surface*, *Int. Journ. Refr. Met. Hard Mat.*, 2018, 72, 292–305.
- [9] LUGSCHEIDER, E., BOBZIN, K., MOELLER, M. *The effect of PVD layer constitution on surface free energy*. *Thin Solid Films*, 1999, 367-373.
- [10] JOHNSON, K., KENDALL, K., ROBERTS, A. *Surface energy and the contact of elastic solids*. *Proc. Roy. Soc. Lon., A*, 1971, 301-313.
- [11] COOPER, C.V., HOLIDAY, P., MATTHEWS, A. *The effect of TiN interlayers on the indentation behavior of diamond like carbon*. *Surface and Coatings Technology*, 1994, 129-134.
- [12] KNOK, S. C., WANG, J., CHU, P. K. *Surface energy, wetting, and blood compatibility phosphorus doped diamond-like carbon films*. *Materials*, 2005, 78-85.
- [13] PANG, X., ZHANG, L., YANG, H., GAO, K., VOLINSKY, A.A. *Residual stress and surface energy of sputtered TiN films*. *JMEPEG*, 2015, 24, 1185–1191.
- [14] SONGBO, W., SHAO, T., XU, J. *Effect of bombarding energy of N ions on composition, hardness and surface free energy of carbon nitride films*, *Surf. Coat. Technol.*, 2012, 206, 3944-3948.
- [15] FENG, X., ZHANG, Y., HU, H., ZHENG, Y., ZHANG, K., ZHOU, H. *Comparison of mechanical behavior of TiN, TiNC, CrN/TiNC, TiN/TiNC films on 9Cr18 steel by PVD*, *Appl. Surf. Sci.*, 2017, 422, 266–272.
- [16] KUMAR, T.S., PRABU, S.B., MANIVASAGAM, G., PADMANABHAN, K.A. *Comparison of TiAlN, AlCrN, and AlCrN/TiAlN coatings for cutting-tool application*. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2014, 21, 796-805.
- [17] LUGSCHEIDER, E., BOBZIN, K. *Wettability of PVD compound materials by lubricants*. *Surface and Coatings Technology*, 2003, 165, 51–57.
- [18] BHUSHAN, B. *Introduction to tribology*. New York: Wiley, 2013.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## RESULTADOS INICIAIS DE TRATAMENTOS ASSISTIDOS POR PLASMA EM UM BRONZE DE ALUMÍNIO: NITRETAÇÃO POR PLASMA VERSUS PROCESSO PIII

### *FIRST RESULTS OF PLASMA ASSISTED TREATMENTS IN AN ALUMINUM-BRONZE: PLASMA NITRIDING VERSUS PIII PROCESS*

Carlos E. A. Feitosa <sup>(1)</sup>

Felipe G. Jedyn <sup>(1)</sup>

Luiz R. T. Caetano <sup>(2)</sup>

Rodrigo P. Cardoso <sup>(3)</sup>

Silvio F. Brunatto <sup>(3)</sup>

Gelson B. de Souza <sup>(4)</sup>

#### RESUMO

Este trabalho apresenta os primeiros resultados de um estudo onde dois diferentes tipos de tratamentos assistidos por plasma, no caso, a nitretação por plasma convencional e a implantação iônica por imersão em plasma (PIII), foram realizados em uma liga de bronze de alumínio com o objetivo de evidenciar o potencial de endurecimento das duas técnicas. Para este propósito as amostras foram tratadas após terem sido submetidas ao tratamento de solubilização com resfriamento em água. A nitretação por plasma foi realizada em 266 e 307 °C por 3 horas, usando uma fonte de corrente contínua de tensão pulsada, aplicando-se uma tensão de 670 V no cátodo. O processo de PIII foi realizado em 266 (a uma tensão de 5 kV) e 307 °C (a uma tensão de 10 kV), pelo mesmo tempo já mencionado. Os resultados obtidos pela caracterização por DRX mostraram fases similares obtidas para todas as condições estudadas. Para as amostras tratadas pelo processo PIII dois comportamentos distintos foram observados. Enquanto a amostra tratada a 307 °C apresentou um amolecimento da superfície, a amostra tratada a 266 °C apresentou um considerável endurecimento superficial, acima da dureza alcançada no substrato, o qual foi envelhecido durante o tratamento por plasma. Neste caso, a implantação de N pelo processo PIII em ligas de bronze ao alumínio apresentou

<sup>(1)</sup> Aluno de Pós-Graduação, PGMEC, Universidade Federal do Paraná (UFPR), Brasil

<sup>(2)</sup> Aluno de Graduação, CEM, Universidade Federal do Paraná (UFPR), Brasil

<sup>(3)</sup> Prof. Dr. Eng. Mec.; Universidade Federal do Paraná (UFPR), Brasil

<sup>(4)</sup> Prof. Dr. Fís.; Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG), Brasil

resultados promissores motivando trabalhos futuros objetivando o endurecimento de superfície destas ligas.

**Palavras Chaves** — Nitretação por plasma, Implantação iônica por imersão em plasma (PIII); Bronze de Alumínio.

### ABSTRACT

*This work presents first results of a study where two different plasma assisted treatments, in the case, the conventional plasma nitriding and the plasma immersion ion implantation (PIII), were carried out in an Aluminum-Bronze aiming to evidence the hardening potential of both techniques. For this purpose, samples were treated after being solution-treated with cooling in water. Plasma nitriding was carried out at 266 and 307 °C, for 3 h, using a pulsed dc power supply, and applying 670 V in the cathode. The PIII process was performed at 266 (under 5 kV voltage) and 307 °C (under 10 kV), for the same treatment time of 3h. XRD results showed similar phases obtained for all studied conditions. For the PIII processed samples two distinct behaviors were observed. While the sample treated at 307 °C showed surface softening, the sample treated at 266 °C presented considerable surface hardening, over the hardness attained in the substrate bulk, which was aged during the plasma processing. In this case, N implantation by PIII process in Aluminum-Bronze presented promising results and future studies aiming at the hardening of these alloys merit to be performed.*

**Key words** — Plasma Nitriding, Plasma immersion ion implantation (PIII); Aluminum-Bronze

## 1. INTRODUÇÃO

Bronze de alumínio é o nome dado às ligas cujo elemento predominante é o cobre e o elemento de liga principal é o alumínio. Embora tradicionalmente essas ligas não tenham mais do que 14% de Al, em massa, elas podem conter moderadas quantidades de outros elementos (~5%), tais como Ni, Fe e Mn, que lhes garantem melhores propriedades, como aumento de dureza [1-4].

Os bronzes de alumínio são recomendados para aplicações onde esforços mecânicos severos são aplicados [5] e em setores estratégicos da economia como a indústria naval, pois estes metais são empregados por suas capacidades de resistir à corrosão e à cavitação [6-8].

Ligas ternárias e quaternárias tais como Cu-10,4%Al-3,6%Fe, Cu-8%Al-3%Fe, Cu-9,7%Al-0,9%Fe e Cu-10%Al-5%Ni-2,5%Fe-1%Mn foram estudadas em [4, 9-11], respectivamente. Tais ligas apresentam uma segunda fase rica em ferro denominada fase  $\kappa$ , a qual é muito estável, se dissociando somente em temperaturas elevadas, as quais variam de 1000°C para ligas com 5 %Al até 750°C para bronzes com 15 %Al. Em [12] foi descoberto que a morfologia dos precipitados  $\kappa$  dessas ligas não era única, indo desde formatos de rosetas ou dendríticos até finos precipitados distribuído em toda a matriz.

O tratamento térmico mais empregado em tais ligas é o envelhecimento, que consiste em solubilizar a liga em elevadas temperaturas, na faixa de 850 a 1000°C, no campo monofásico da fase  $\beta$ , resfriando-a rapidamente e formando uma fase metaestável  $\beta'$ , também conhecida por martensita de bronze. Posteriormente, a liga é aquecida novamente em temperaturas que variam de 200 a 350°C por períodos prolongados, promovendo uma fina precipitação da fase  $\kappa$  rica em ferro. Por outro lado, se resfriada lentamente, a fase  $\beta$  se decompõem em  $\alpha$  que é cubica de corpo centrado e em  $\gamma_2$ , cubica primitiva, baseada na fase  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , via transformação eutetóide em alta temperatura. Prosseguindo-se com o resfriamento lento, a liga passa ainda por outra reação, dessa vez peritetóide, resultando na fase  $\alpha_2$ , de estrutura cristalina D22 do tipo super-rede de longo período [13, 14].

Outro modo usado para melhorar a dureza da superfície dos metais consiste na realização de tratamentos termoquímicos, especialmente aqueles que consistem em introduzir por difusão elementos intersticiais como nitrogênio e carbono. Tais tratamentos são conhecidos como nitretação e cementação, respectivamente, os quais são usualmente utilizados para aços. Apesar destes tratamentos serem muito utilizados em ligas ferrosas, assim como também para alguns metais e ligas



não-ferrosas, nada ou muitíssimo pouco tem sido estudado quanto às suas aplicações em bronzes. Assim os estudos envolvendo os bronzes de alumínio se restringem à aplicação dos tratamentos térmicos de solubilização e de envelhecimento. Abre-se aqui um novo campo de pesquisa envolvendo a prática de tratamentos termoquímicos assistidos por plasma, no caso a nitretação por plasma (PN, da sigla em inglês para *plasma nitriding*) usando-se fonte de corrente contínua pulsada, assim como também a técnica de implantação iônica, visando-se o endurecimento superficial de ligas de bronzes de alumínio.

A implantação iônica por imersão em plasma (PIII, da sigla em inglês para *plasma immersion ion implantation*) é um método desenvolvido nos anos 1980-90 que visa estender a aplicabilidade da implantação iônica convencional. Nesta, a implantação de íons ocorre na “linha de visão” do feixe, de modo que uma pequena área do material é tratada de cada vez. A PIII é uma técnica mais versátil, que permite modificar a superfície de peças com geometria complexa de uma única vez e de modo uniforme [15, 16]. As voltagens aplicadas podem variar de 1 a 100 kV e envolver plasmas que contenham diferentes tipos de íons. Assim, pode-se modificar materiais para fins diversos, como a dopagem de semicondutores, a preparação de biomateriais e elevação da resistência tribológica e à corrosão de metais [15-18].

A PIII se difere dos tratamentos convencionais assistidos por plasma tanto nos quesitos técnicos quanto nos processos responsáveis pela modificação da superfície do alvo. Nas técnicas convencionais, como a PN, as voltagens são tipicamente menores que 1 kV e podem operar no regime de corrente contínua (DC, da sigla em inglês para *direct current*); por sua vez, os sistemas de PIII exigem fontes de energia pulsada de modo a permitir a sustentação da descarga sob altas tensões. A pressão do gás na PIII é da ordem de  $10^0$ - $10^{-1}$  Pa, muito inferior àquela utilizada na descarga luminescente (a qual é geralmente maior que  $10^2$  Pa) [17, 18]. O emprego de fontes de plasma remoto na PIII torna a implantação iônica independente da geração dos íons, permitindo que o processo ocorra em um plasma estável que não é afetado pelas condições da superfície em tratamento [17].

Para um determinado material, a escolha entre PN e PIII pode depender do modo como os íons interagem com as superfícies em cada um dos métodos, o qual afetará o resultado final. O processo convencional (PN) consiste em um tratamento termoquímico típico [19], no qual a incorporação de espécies ativas de N, presentes no plasma, ocorre por fenômenos de adsorção e difusão a partir da superfície em tratamento [20]. Diferentemente, na PIII a interação dos íons energéticos com a superfície ocasiona sua penetração efetiva no material, mas também pode ocorrer a reflexão, o *sputtering* de átomos do alvo e a emissão de elétrons secundários. O íon implantado produz colisões em cascata, interagindo inelástica e elasticamente com a rede cristalina até entrar em repouso, em profundidades que são tipicamente da ordem de nanômetros [16, 17, 21]. A dose retida pode ser controlada pelos parâmetros de tratamento, como ciclo de trabalho e corrente de íons, mas também será afetada pela natureza da superfície, da qual dependem a emissão de elétrons secundários (que diminuem a eficiência energética da implantação) e o rendimento de *sputtering* [21].

Assim, apesar da competição entre *sputtering* e implantação [16], o processo PIII oferece uma vantagem sobre a PN, quando da presença de barreiras de óxidos que dificultam a adsorção de espécies do plasma. Além disso, superfícies metálicas modificadas por PIII tendem a apresentar efeito de borda e alterações morfológicas muito menos pronunciadas que aqueles produzidos por PN. Por outro lado, camadas submicrométricas não são efetivas para a proteção tribológica, de modo que a difusão térmica das espécies implantadas na matriz é um fator essencial na PIII do mesmo modo como ela é na PN. Por essa razão, a energia total entregue à superfície nos pulsos de alta tensão, que engloba ambos os fenômenos térmicos e de retenção de íons, tem-se mostrado como um parâmetro adequado para o controle das alterações estruturais produzidas por PIII em algumas superfícies metálicas [22].

Nesse sentido, o presente trabalho busca investigar a possibilidade de se fazer tratamentos termoquímicos de nitretação em substratos de bronzes de alumínio por meio de duas técnicas distintas, sendo uma delas a nitretação por plasma de corrente contínua (PN) e, a outra, via implantação iônica por imersão a plasma (PIII), sendo os primeiros resultados obtidos nesta investigação aqui apresentados.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

No presente trabalho utilizou-se como matéria-prima uma liga ternária Cu-10,5%Al-3,5%Fe. Amostras nas dimensões de 25 mm de diâmetro e espessura de 3 mm foram cortadas a partir de uma barra cilíndrica. As amostras foram submetidas a um tratamento de solubilização previamente à realização dos tratamentos de *PN* e *PIII*. Para tanto, as amostras foram solubilizadas em um forno do tipo mufla na temperatura de 950 °C para uma duração de 1 hora visando homogeneização microestrutural, seguido de resfriamento em água, esta à temperatura ambiente. Então as amostras foram lixadas e polidas com alumina em suspensão e pasta de diamante. A *PN* foi feita usando-se uma mistura gasosa de 70%N<sub>2</sub> + 20%H<sub>2</sub> + 10%Ar, na pressão de 3 Torr e fluxo de 300 sccm, para duas condições de temperaturas distintas, no caso 266 ± 4 °C e 307 ± 6 °C, usando-se uma voltagem de pico de 670 ± 4V com tensão pulsada, com período de onda quadrada de 240 μs.

O sistema de implantação iônica por imersão em plasma (*PIII*) consistiu, basicamente, de uma câmara de tratamento, fonte pulsada e unidade de plasma remoto por radiofrequência (13,6 MHz). Esta última foi ajustada para 150 W. As amostras foram submetidas, inicialmente, a um processo de decapagem (*sputtering*) em plasma de 70% Ar + 30% H<sub>2</sub>, sob pressão de 2,5 Pa e tensão aplicada de 3 kV, durante 20 min. As nitretações foram realizadas com atmosfera 50% N<sub>2</sub> + 50% H<sub>2</sub> sob pressão de 2,1 Pa, aplicando-se no cátodo pulsos de alta tensão com frequência de 500 Hz e largura de pulsos 30 μs. No primeiro ensaio, a tensão no cátodo foi de 10 kV, para a qual a temperatura se estabilizou em 307 ± 6 °C. Em um segundo procedimento, com tensão de 5 kV, a temperatura de tratamento foi de 266 ± 4 °C. As densidades de corrente totais (íons + elétrons secundários) foram de 6,8 mA/cm<sup>2</sup> e 3,4 mA/cm<sup>2</sup>, respectivamente.

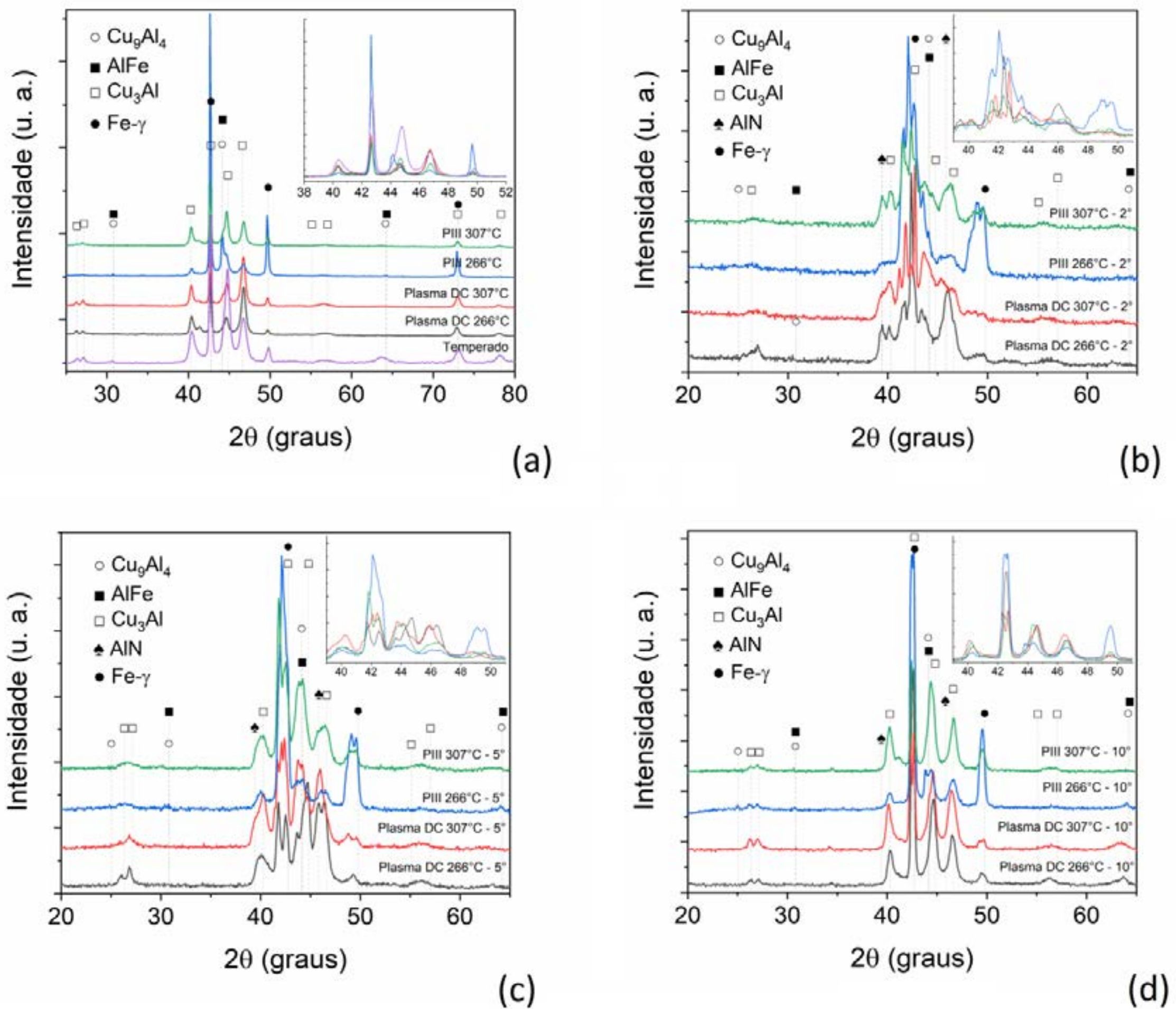
Por fim, as amostras foram caracterizadas usando-se a técnica de difratometria de raios X, para determinação das fases presentes nas superfícies tratadas, empregando-se duas configurações distintas, a saber Bragg-Brentano ( $\theta-2\theta$ ) e para incidência rasante com ângulos de 2, 5 e 10°. Para as amostras processadas por *PIII* resultados iniciais da determinação de dureza superficial empregando-se a técnica de nanodureza são também aqui apresentados.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Fig. 1(a,b,c,d) mostra os resultados dos padrões de DRX obtidos para as amostras estudadas para configuração  $\theta-2\theta$  e rasante com ângulo de incidência de 2, 5 e 10°, respectivamente. Os resultados de um modo geral indicam que todas as amostras nitretadas apresentam a fase nitreto de alumínio (AlN), o que fica melhor evidenciado para os padrões obtidos na configuração rasante com ângulos de incidência de 2 e 5° (Fig. 1b,c). A ser confirmado com estudos adicionais, as fases ricas em Cu (no caso a indicada por Cu<sub>3</sub>Al), bem como a rica em Fe (Fe- $\gamma$ ) parecem ambas a apresentar picos indicando expansão pela presença de N dos respectivos reticulados (ver picos não identificados deslocados para ângulos menores em relação aos picos originais considerados). A presença da fase Fe- $\gamma$  poderia ser explicada a partir do fato de que durante a solubilização da liga estudada, esta fase adentra-se no campo de estabilidade da austenita no sistema Cu-Fe (à temperatura de 950 °C por 1 hora), sendo que o posterior resfriamento brusco seria rápido o suficiente para congelar esta estrutura rica em Fe, à temperatura ambiente, porém agora enriquecida com Cu, em solução sólida, tendo-se em mente que o Cu é um elemento gamagêneo, ou seja, estabilizador da austenita.

A Fig. 2(a,b,c,d) apresenta os resultados de dureza e de módulo de elasticidade obtidos via caracterização por nanoindentação das superfícies expostas (nitretada) e não expostas (substrato) ao plasma do tratamento *PIII*, para as condições de processamento de 266 e 307 °C, respectivamente. Fica evidenciado que a amostra tratada a 266 °C (tratada com voltagem de 5 kV) apresenta um aumento significativo de dureza na superfície nitretada em relação à face não-nitretada. No caso a dureza para a face nitretada foi de 4,5 GPa, contra 3,0 GPa na face não-nitretada, tendo-se em mente que esta dureza de 3,0 GPa seria decorrente do processo de envelhecimento que ocorre simultaneamente ao tratamento de nitretação, em todo o volume do material submetido ao processamento em *PIII*. Merece destaque que para a amostra tratada a 307 °C (com voltagem de 10



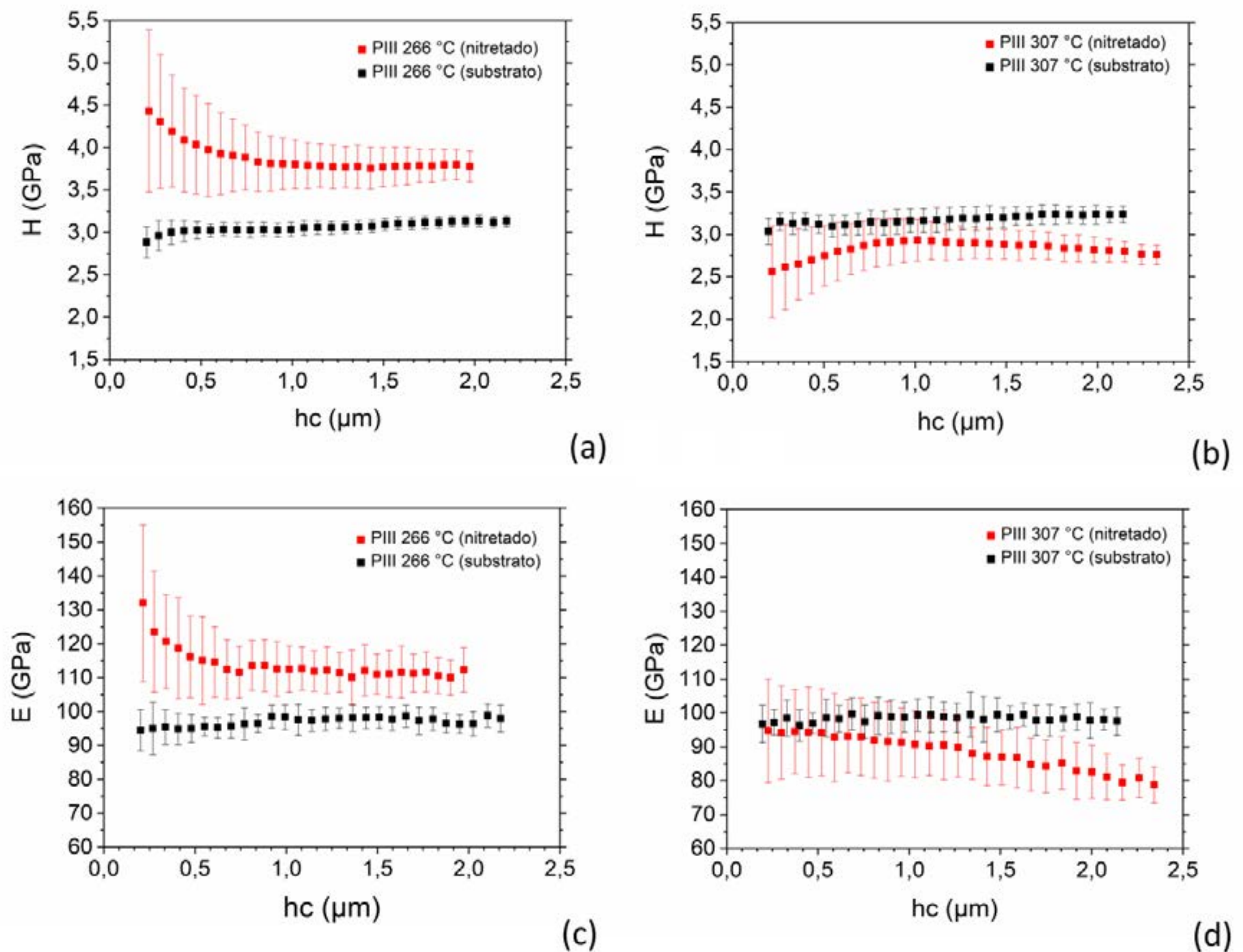


**Figure 1:** Padrões de DRX obtidos para as amostras estudadas para configuração: (a)  $\theta$ -2 $\theta$ ; e rasante com ângulo de incidência de (b) 2; (c) 5; e (d) 10°.

kV) observou-se um amolecimento da superfície nitretada em relação à sua face não-nitretada.

Apesar de tal resultado sugerir superenvelhecimento desta superfície, estudos adicionais se fazem necessários para tentar explicar o porque deste comportamento. Apesar disto, o endurecimento verificado para a amostra tratada a 266 °C indica que a aplicação da técnica *PIII* pode ser promissora no sentido de endurecer a superfície de bronzes ao alumínio com N. Sugere-se que através da implantação de íons de N, a suposta barreira imposta pela camada de óxido estável rica em Al na superfície do metal estudado poderia ser vencida, resultando na nitretação da superfície tratada. Por fim, considerando-se o comportamento observado para a dureza em função da profundidade de indentação, bem como uma possível influência do substrato mais macio no valor obtido para a camada nitretada na condição de 266 °C, estima-se que esta camada apresenta uma espessura da ordem de 1  $\mu\text{m}$ , somente. Com relação ao módulo de elasticidade, observou-se um aumento no seu valor mais superficial, o qual variou de 95 para 135 GPa, para esta mesma amostra (cf. Fig. 2c).





**Figure 2:** Caracterização por nanoindentação das superfícies expostas (nitretada) e não-expostas (substrato) ao plasma das amostras submetidas ao tratamento PIII: (a,b) dureza ( $H$ ); e (c,d) módulo de elasticidade ( $E$ ), ambas em função da profundidade de indentação ( $hc$ ), para as condições de processamento de 266 e 307 °C, respectivamente.

#### 4. CONCLUSÕES

No presente trabalho procurou-se apresentar os primeiros resultados de um estudo onde dois diferentes tipos de tratamentos assistidos por plasma, no caso, a nitretação por plasma convencional ( $PN$ ) e a implantação iônica por imersão em plasma ( $PIII$ ), foram realizados em uma liga de bronze de alumínio com o objetivo de evidenciar o potencial de endurecimento das duas técnicas. Os resultados obtidos pela caracterização por DRX mostraram fases similares obtidas para todas as condições estudadas. Para as amostras tratadas pelo processo  $PIII$  dois comportamentos distintos foram observados. Enquanto a amostra tratada a 307 °C apresentou um amolecimento da superfície, provavelmente devido à ocorrência de superenvelhecimento, a amostra tratada a 266 °C apresentou um considerável endurecimento superficial, acima da dureza alcançada no substrato, o qual foi simultaneamente envelhecido durante o tratamento por plasma. Assim, a implantação de N pelo processo  $PIII$  em ligas de bronze ao alumínio parece apresentar resultados promissores, motivando a realização de trabalhos futuros no sentido de se endurecer superficialmente estas ligas.

#### AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, a CAPES (Fonte 001), a FINEP (projetos FINEP CT-INFRA 793/2004 e 3080/2011) pelo uso da infraestrutura do Laboratório de Difração e Espalhamento de



Raios X e ao LORXI-UFPR, ao CNPq-UNIVERSAL 482380/2012-8, ao MCTI/CNPq/CT-AQUAVIÁRIO 456347/2013-5, a Fundação Araucária do Estado do Paraná (PRONEX-NESAP), ao C-LABMU/UEPG pelo uso do nanoindentador, a AMPCO METAL Brasil Ltda. pela doação de amostras do bronze de alumínio usado no presente estudo.

## REFERÊNCIAS

- [1] J HÁJEK, J.; KRÍŽ, A.; CHOCHOLATY, O; PAKUA, D. *Effect of heat treatment on microstructural changes in aluminium bronze*. Arch. Metall. Mater., 2016, 3, 925–930.
- [2] JAIN, P.; NIGAM, P.K. *Influence of Heat Treatment on Microstructure and Hardness of Nickel Aluminium Bronze (Cu-10Al-5Ni-5Fe)*. IOSR J. Mech. Civ. Eng., 2013, 4, 2278–1684.
- [3] B MATIJEVIĆ, B.; SUSHMA, T.S.K.; PRATHVI, B.K. *Effect of heat treatment parameters on the mechanical properties and microstructure of aluminium bronze*. Tech. J., 2017, 11, 107–110.
- [4] GOMES. M.R.; BRESCIANI FILHO, E. *Propriedades e usos de metais não-ferrosos*, 2<sup>nd</sup> ed., São Paulo: ABM, 1987.
- [5] COUTINHO, C.B. *Materiais Metálicos para Engenharia*, 1<sup>st</sup> ed., Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, 1992.
- [6] LOSEKANN, C.R. *Tecnologia de Materiais: Materiais não ferrosos*, Florianópolis: CEFET/SC, 2003.
- [7] SONG, Q.N.; ZHENG, Y.G.; JIANG, S.L.; NI, D.R.; MA, Z.Y. *Comparison of Corrosion and Cavitation Erosion Behaviors between the As-cast and Friction-stir Processed Nickel Aluminum Bronze*, NACE Int., 2013, 69, 1111–1121.
- [8] MEIGH, H.J. *Aluminium Bronzes*, 1<sup>st</sup> ed., London: Maney Materials Science, 1988.
- [9] DRAPER, C.W. *The use of laser surface melting to homogenize Fe-Al bronzes*, J. Mater. Sci., 1981, 16, 2774–2780.
- [10] YASAR, M.; DEMIRAL, M.; OZYUREK, D.; UNAL, M. *Investigation of wear behaviors of C95200-C95300 Cu-Al-Fe alloys*, Ind. Lubr. Tribol., 2009, 61, 40–46.
- [11] MITELEA, I.; OANCA, O.; BORDEASU, I.; CRACIUNESCU, C.M. *Cavitation Erosion of Cermet-Coated Aluminium Bronzes*, MDPI, 2016, 9.
- [12] HASAN, F.; JAHANAFROOZ, A.; LORIMER, G.W.; RIDLEY, N. *The morphology, crystallography, and chemistry of phases in as-cast nickel-aluminum bronze*, Metall. Trans. A, 1982, 13, 1337–1345.
- [13] GABRIEL, M.W.; PREECE, C.M.; STAUDINGER, A.; DRAPER C.W. *Cavitation Erosion of Laser Quenched Fe-Aluminum Bronze*, IEEE J. Quantum Electron., 1981, 17, 2000–2003.
- [14] LIDE, D.R. *CRC Handbook of Chemistry and Physics*, 96<sup>th</sup> ed., Boca Raton: Taylor and Francis, 2006.
- [15] CONRAD, J.R.; Introduction in: A. Anders (Ed.), *Handb. Plasma Immers. Ion Implant. Depos.*, New York: John Wiley & Sons Inc., 2000.
- [16] MÖLLER, W.; MUKHERJEE, S. *Plasma-based ion implantation*, Curr. Sci. (n.d.).
- [17] MÄNDL, S.; MANOVA, D. *Modification of metals by plasma immersion ion implantation*, Surf. Coatings Technol., 2019, 365, 83–93.
- [18] WOOD, B.P.; REJ, D.J.; ANDERS, A.; BROWN, I.G.; FAEHL, R.J.; MALIK, S.M. et al. *Fundamentals of plasma immersion ion implantation and deposition*, in: A. Anders (Ed.), *Handb. Plasma Immers. Ion Implant. Depos.*, New York: John Wiley & Sons, Inc., 2000.
- [19] CARDOSO, R.P.; SCHEUER, C.J.; BRUNATTO, S.F. *Stainless Steel: Low-Temperature Nitriding Kinetics*, in *Encycl. Iron, Steel and Their Alloys*, 2016.
- [20] PASTUKH, I.M. *Energy model of glow discharge nitriding*, Tech. Phys., 2016, 61, 76–83.
- [21] NASTASI, M.; MÖLLER, W.; ENSINGER, W. *Ion implantation and thin film deposition*, in: A. Anders (Ed.), *Handb. Plasma Immers. Ion Implant. Depos.*, New York: John Wiley & Sons, Inc., 2000.
- [22] OLIVEIRA, W.R. de; KURELO, B.C.E.S.; DITZEL, D.G.; SERBENA, F.C.; FOERSTER, C.E.; de SOUZA, G.B. *On the S-phase formation and the balanced plasma nitriding of austenitic-ferritic super duplex stainless steel*, Appl. Surf. Sci., 2018 434, 1161–1174.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Nitretação em Esferas para Aplicação em Válvulas

Vagner Sartori <sup>(1)</sup>  
Alexandre da Silva Rocha <sup>(2)</sup>  
Mateus Faccio <sup>(3)</sup>  
Leonardo Fonseca Oliveira <sup>(4)</sup>

### RESUMO

Válvulas industriais desempenham um papel importante na indústria de exploração de petróleo, sendo um dos recursos tecnológicos utilizados nas diferentes aplicações do ramo. Estes dispositivos são responsáveis por realizar a abertura e fechamento para a passagem de fluidos em alta temperatura e pressão e são projetadas para suportarem 20 anos de vida em serviço e seus componentes internos, construídos em aços inoxidáveis, necessitam de propriedades como elevada resistência ao desgaste e corrosão. Tratamentos de nitretação são processos capazes de proporcionar em aços inoxidáveis o aumento de resistência ao desgaste e de dureza superficial, podendo proporcionar elevada vida útil dos componentes tratados. Desta forma, a proposta deste trabalho é realizar a nitretação a plasma nas esferas utilizadas nas válvulas com o intuito de se obter as melhorias desejadas. Para avaliar a influência dos tratamentos de nitretação foram realizados tratamentos em amostras cilíndricas e em esferas utilizadas nas válvulas, sendo as variáveis de processo temperaturas de 400 °C e 500°C, mistura gasosa de 76% nitrogênio e 24% hidrogênio e tempo de tratamento de 5 horas. Nos corpos de prova foram realizados ensaios de microdureza superficial, corrosão, desgaste e perfil de microdureza. Nas esferas foram realizados ensaios de ciclagem. Os testes nos corpos de prova revelaram ganhos significativos em relação a desgaste e dureza. O material CA 15 reduziu sua taxa de desgaste em 55%, o CF8 em 42% e o CF8M em 39%. Na dureza o acréscimo foi de 60% para o CA 15, 8% para o CF 8 e 5% para CF8M. Em contrapartida, a corrosão teve um leve aumento nos materiais nitretados, sendo de 12% para o CA 15, 10% para o CF8 e 14% para o CF8M. Os ensaios de ciclagem demonstraram resultados muito próximos do que os materiais de válvulas são submetidos em sua vida útil em serviço e, após 2000 ciclos, os materiais nitretados apresentaram desempenho adequado para sua utilização em válvulas.

**Palavras-chave — Válvulas, Ciclagem, Desgaste, Nitretação.**

<sup>(1)</sup> Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, vagnersartori@yahoo.com.br.

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Eng.; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, alexandre.rocha@ufrgs.br.

<sup>(3)</sup> Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, matefaccio@gmail.com.

<sup>(4)</sup> Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, leonardo.fonseca@ufrgs.br.



## ABSTRACT

Industrial valves play an important role in the oil exploration industry, being one of the technological resources used in the different applications of the industry. These devices are responsible for opening and closing for the passage of fluids at high temperature and pressure and are designed to withstand 20 years of service life and their internal components, made of stainless steels, require properties such as high wear resistance and corrosion. Nitriding treatments are processes capable of providing increased wear resistance and surface hardness in stainless steels, and can provide long service life of treated components. Thus, the purpose of this work is to perform plasma nitriding on the balls used in the valves in order to obtain the desired improvements. To evaluate the influence of nitriding treatments were performed treatments in cylindrical samples and spheres used in the valves, being the process variables temperatures of 400 ° C and 500 ° C, gas mixture of 76% nitrogen and 24% hydrogen and treatment time. 5 hours. The specimens were tested for surface microhardness, corrosion, wear and microhardness profile. In the spheres cycling tests were performed. Testing on specimens revealed significant gains in wear and hardness. CA 15 material reduced its wear rate by 55%, CF8 by 42% and CF8M by 39%. In hardness the increase was 60% for CA 15, 8% for CF 8 and 5% for CF8M. In contrast, corrosion had a slight increase in nitrided materials, being 12% for CA 15, 10% for CF8 and 14% for CF8M. Cycling tests have shown very close results to what valve materials are subjected to in their service life and, after 2000 cycles, nitrided materials performed well for their use in valves.

**Keywords - Valves, Cycling, Wear, Nitriding.**

## 1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos muitos materiais estão sendo alterados para melhorar suas características e desempenho. A procura por novos materiais também se tem destacado no atual cenário. A adição ou combinação de diferentes materiais e a aplicação de tratamentos na superfície destes tem sido um dos recursos utilizados para otimizar suas propriedades.

Na produção de petróleo e gás vários desafios são encontrados, sendo o desgaste e corrosão os principais problemas encontrados com seus materiais. Os custos ocasionados pelas perdas através desses problemas são altos e, portanto, devem-se buscar alternativas para o combate a estes defeitos [1].

As válvulas industriais são muito utilizadas no setor de petróleo e gás e, portanto, sofrem desgastes excessivos devido a fluidos agressivos. Nestas válvulas, devido aos ciclos de abertura e fechamento, a esfera responsável pela vedação da válvula necessita possuir características que prolonguem sua vida útil, sua qualidade e segurança.

Na construção das esferas das válvulas industriais são utilizados aços inoxidáveis, estes materiais são versáteis e de grande importância, sendo aplicados além da indústria de petróleo e gás, nos setores farmacêuticos, alimentos, têxteis, celulose entre outros.

A constante abertura e fechamento da esfera na válvula ocasiona formação de riscos, desgastes e deformações que irão comprometer seu funcionamento e acarretar vazamentos. Assim, um tratamento de endurecimento superficial é uma das alternativas para reduzir esta situação

Entre os muitos tratamentos de endurecimento superficial existentes, um dos mais estudados e aplicados atualmente é o processo de nitretação a plasma, que consiste em um tratamento de modificação superficial através da difusão de nitrogênio no material [2].

Pesquisas têm demonstrado a eficiência da aplicação da nitretação a plasma em aços inoxidáveis, apresentando resultados como elevado aumento de dureza e resistência ao desgaste, podendo também ter bom controle das variáveis utilizadas através da modificação da microestrutura superficial. Este processo de endurecimento superficial ocasiona diversas vantagens, além das já

citadas: processo ecologicamente correto, tempos e temperaturas de operação relativamente baixas, proporcionando menores custos e excelentes propriedades mecânica [3]-[5].

Este processo teve como pioneiro Bernard Berghaus, que analisou a aplicação da descarga luminescente para tratamentos superficiais, explorando o plasma em indústrias desde 1930 [6].

Portanto este trabalho buscou investigar a aplicação do processo de nitretação a plasma em esferas utilizadas nas válvulas industriais, com o intuito de aumentar sua dureza superficial e resistência ao desgaste.

Os ensaios realizados nos corpos de prova serviram para se obter melhores dados e parâmetros que corroboraram para a nitretação do protótipo da esfera. Desta forma nitretaram-se as esferas e realizaram-se ensaios de ciclagem para verificar a real eficiência do produto nitretado em suas condições de serviço, sendo este o objetivo final deste estudo.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais utilizados foram: aço martensítico ASTM A 17 CA 15, aço austenítico ASTM A 351 CF 8 e o aço austenítico ASTM A 351 CF 8 M. Os corpos de prova foram fabricados em formato de cilindros, com espessura de 5 mm e diâmetro de 20 mm. Receberam tratamentos térmicos, foram lixados, polidos, e preparados para serem aplicados os ensaios antes do tratamento de nitretação a plasma e, após este processo, os outros ensaios foram realizados e analisados.

Previamente foram realizadas medições de rugosidade superficial, microdureza e composição química dos materiais. E, pós tratamento, além de rugosidade superficial, microdureza, também foram analisados os ensaios de perfilometria, desgaste e corrosão nos corpos de prova. Nos protótipos das esferas, foram feitos ensaios de ciclagem.

Para o ensaio de microdureza superficial foram aplicadas cargas de 25 gramas, 50 gramas e 100 gramas, sendo que a aplicação da carga foi de 10 segundos. Diversas medidas foram realizadas com o intuito de se obter dados mais precisos.

Sendo que o ensaio de ciclagem consiste em montar uma válvula com a esfera nitretada e submeter a mesma a ciclos de aberturas e fechamentos simulando de maneira acelerada sua utilização, com uma pressão de 138,9 Kgf/cm<sup>2</sup>, sendo que a cada 30 segundos e 50 ciclos foram feitas paradas para medição de vazamentos.

A composição química dos materiais está exposta na tabela 1.

**Tabela 1:** Composição química dos materiais.

Material	C	Cr	S	P	Mn	Mo	Ni	Si
<b>CA 15</b>	0,189	11,94	0,0045	0,0306	0,237	0,0126	0,196	0,415
<b>CF 8</b>	0,103	18,25	0,0092	0,0327	0,812	0,754	8,74	1,26
<b>CF 8 M</b>	0,06	18,08	0,0045	0,0341	0,903	2,01	9,14	1,05

Os tratamentos térmicos aplicados aos materiais antes de receberem o tratamento de nitretação a plasma estão descritos na tabela 2.

**Tabela 2:** Tratamento térmico dos materiais.

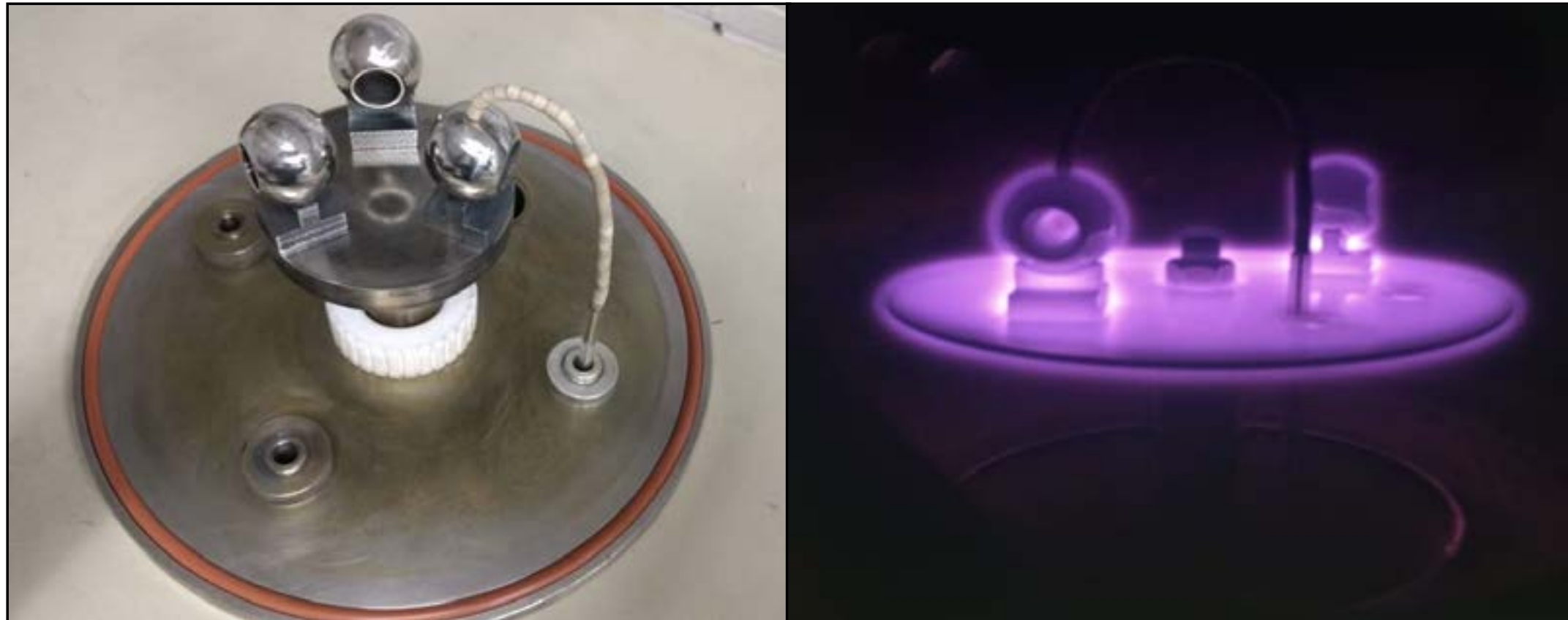
Material	Tratamento térmico
<b>Aço inoxidável CA15</b>	Normalização e revenimento
<b>Aço inoxidável CF8</b>	Solubilização
<b>Aço inoxidável CF 8M</b>	Solubilização

Os tratamentos de nitretação a plasma foram realizados na câmara de nitretação a plasma do Laboratório de Transformação Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LdTM –



UFRGS) com escopos variando apenas a temperatura, sendo os parâmetros de 76% de gás nitrogênio e 24% de gás hidrogênio, pressão de 3 mbar e para o CA 15 temperatura de 500°C e para o CF8 e CF8M a temperatura foi de 400°C. Os tratamentos ocorreram nos corpos de prova e nas esferas que serão, posteriormente, montadas nas válvulas.

A figura 1 demonstra as esferas antes e durante a aplicação do tratamento de nitretação a plasma.



**Figura 1:** Esferas antes de receberem o tratamento e durante o tratamento de nitretação a plasma.

Após a realização dos tratamentos, as amostras foram submetidas a ensaios tribológicos do tipo *ball-on-flat* com esferas de alumina com diâmetro de 4,76 mm, carga de 3 N e trilhas de 4mm de comprimento durante 30 minutos. As trilhas desgastadas foram analisadas por perfilômetro interferômetro e o volume desgastado foi calculado utilizando a média da área desgastada da seção transversal de quatro regiões de cada trilha. A taxa de desgaste foi calculada seguindo a equação de Archard simplificada [7]:

$$K = \frac{V_f}{F_N \times L} \quad (1)$$

Onde:

K é a taxa de desgaste em mm<sup>3</sup>/Nm;

V<sub>f</sub> é o volume desgastado em mm<sup>3</sup>;

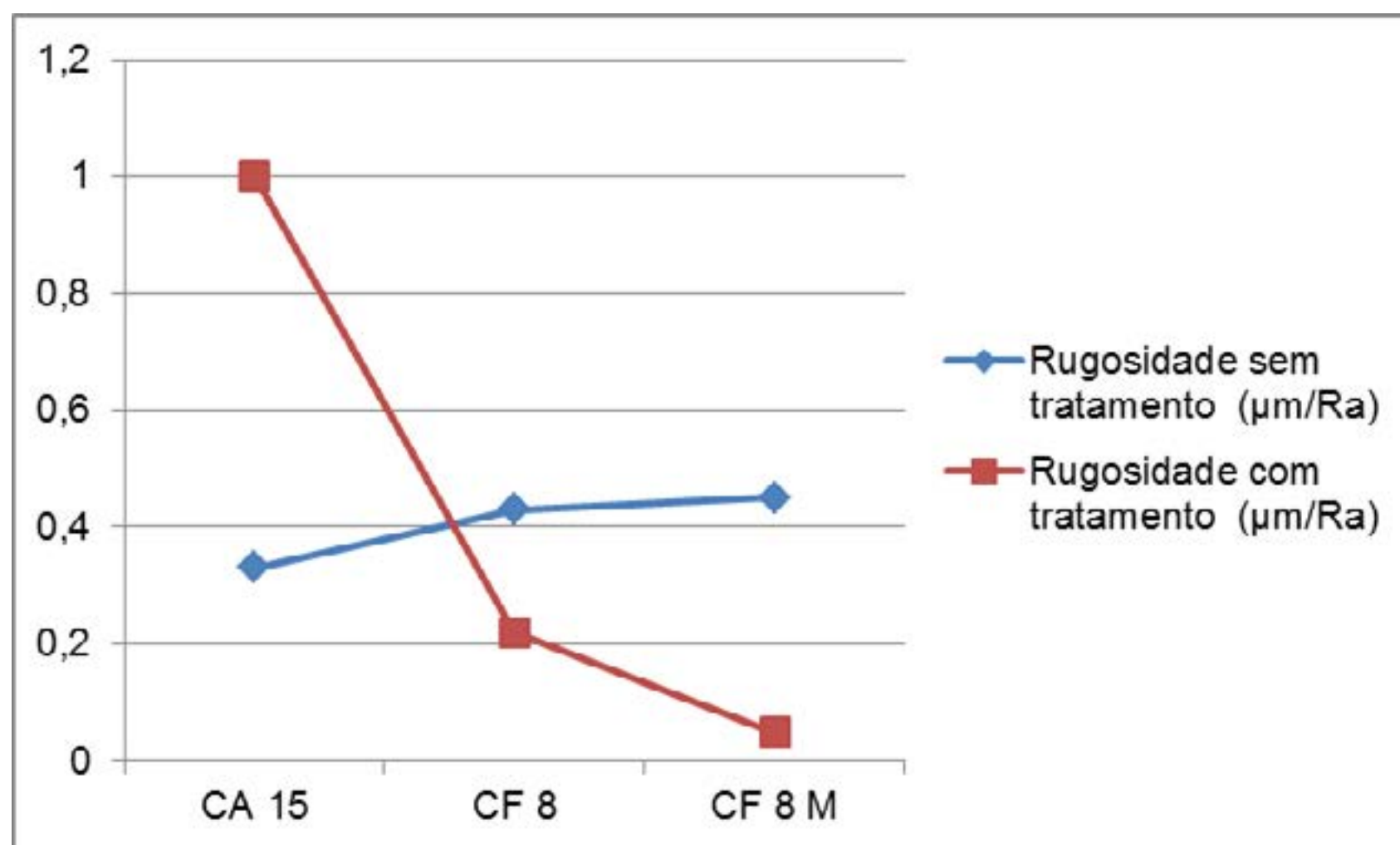
F<sub>N</sub> é a força normal utilizada no ensaio tribológico, em N e

L equivale ao comprimento total no ensaio tribológico em m.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### A. Aspectos Superficiais

No gráfico da figura 2 pode-se notar o aumento da rugosidade superficial dos corpos de prova pós tratamento.



**Figura 2:** Rugosidade superficial antes do tratamento e após o tratamento de nitretação a plasma.

A microdureza superficial medida obteve acréscimo em todos os materiais analisados, conforme descrito nas tabelas 3 e 4.

**Tabela 3:** Microdureza superficial antes da nitretação a plasma.

Material	100 g	50 g	25 g
CA 15	264,2	270,31	270,44
CF 8	336,38	336,23	364,11
CF 8M	291,68	333,25	347,50

**Tabela 4:** Microdureza superficial após o tratamento de nitretação a plasma.

Material	100 g	50 g	25 g
CA 15	610,65	693,48	712,14
CF 8	336,86	384,52	395
CF 8M	319,16	338,12	351

### B. Perfis de Microdureza

A figura 3 apresenta os perfis de microdureza dos 3 materiais analisados, construídos a partir da seção transversal. Todos eles apresentam na região mais próxima da superfície um incremento de dureza, sendo materiais adequados para sua aplicação.



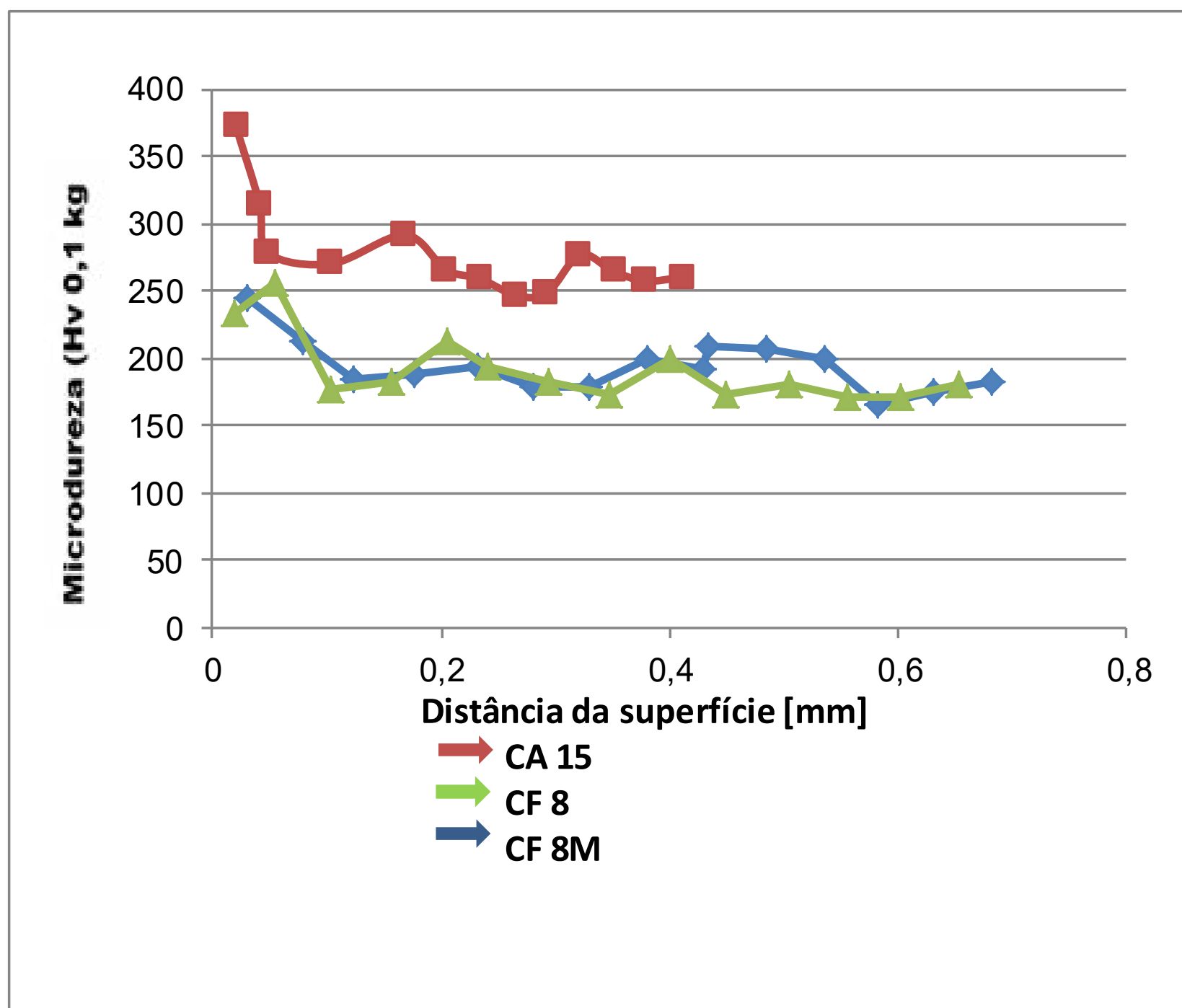


Figura 3: Perfis de Microdureza das amostras nitretadas.

### C. Taxa de Desgaste

Em todos os casos estudados houve melhora na taxa de desgaste dos materiais nitretados sendo, com isso, obtido um ganho na resistência ao desgaste. A tabela 5 exemplifica estes ganhos pela redução dos valores de desgaste.

Tabela 5: Microdureza superficial antes e após o tratamento de nitretação a plasma.

Material	Com nitretação (mm <sup>3</sup> /Nm)	Sem nitretação (mm <sup>3</sup> /Nm)
CA 15	0,469	1,033
CF 8	0,615	1,051
CF 8M	0,771	1,257

### D. Ensaio de Ciclagem

A figura 4 demonstra os protótipos das válvulas montadas com as esferas, sendo o protótipo 1 do material CF 8, o 2 do CF 8M e o 3 do CA 15.



**Figura 4:** Protótipos de Válvulas montados com as esferas nitretadas.

Todas as válvulas apresentaram resultados satisfatórios no ensaio de ciclagem, não sendo constatado vazamentos até 2000 ciclos, valor este que a NBR 15827/18 cita como aceito para sua aplicação [8].

#### 4. CONCLUSÃO

Pode-se concluir, que todos os materiais apresentaram aumento de microdureza superficial, redução na taxa de desgaste e, principalmente, atingiram os objetivos citados pela norma que rege a aplicação de válvulas, alcançando 2000 ciclos de aberturas e fechamentos, números estes que fazem com que as válvulas tenham uma vida útil de 20 anos. Portanto, os materiais nitretados apresentaram resultados satisfatórios.

#### 5. REFERÊNCIAS

- [1] KERMANI, M.B e HARROP, Don. Society of Petroleum Engineers. The Impact of Corrosion on the Oil and Gas Industry. Bahrain, 1996.
- [2] E. A. dos S. de Almeida, C. E. da Costa, and J. C. G. Milan, "Study of the Nitrided layer obtained by different nitriding methods," *Rev. Matéria*, vol. 20, no. 2, pp. 460-465, 2015.
- [3] Sun T, Bell T., "Plasma surface engineering. Materials Science and Engineering." 1991;140:419-434. [On-line]. Available: [http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093\(91\)90458-Y](http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093(91)90458-Y). Accessed: 05-Jul-2019].
- [4] Y. tao Xi, D. xin Liu, and D. Han, "Improvement of corrosion and wear resistances of AISI 420 martensitic stainless steel using plasma nitriding at low temperature," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 202, no. 12, pp. 2577–2583, 2008.
- [5] E. D. Doyle *et al.*, "Nitriding of high speed steel," *Int. Heat Treat. Surf. Eng.*, vol. 5, no. 2, pp. 69–72, 2011.
- [6] A. Nishimoto, H. Nii, R. Narita, and K. Akamatsu, "Simultaneous duplex process of TiN coating and nitriding by active screen plasma nitriding," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 228, no. SUPPL.1, pp. S558–S562, 2013.
- [7] BERGHAUS, Bernhard. Procédé at appareil permettant d'obtenir des impulsions de courant de courte durée dans une installation de soudure branchée sur une source de courant continu ou alternatif, FR814662, 1937.
- [8] G. R. dos Santos, "Caracterização e avaliação do comportamento tribológico do aço DIN X100CrMoV8-1-1 com tratamento duplex" p. 169, 2015.
- [9] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 15827. Válvulas industriais para instalações de exploração, produção, refino e transporte de produtos de petróleo - Requisitos de projeto e ensaio de protótipo. Rio de Janeiro : ABNT, 2018.



39° Senafor, Porto Alegre, 02 – 04 October 2019

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

### **Manufacturing of components for electrochemical energy converters by powder metallurgy**

Martin Bram, Franz Josef Hackemüller, Elena Bongardt, Olha Panchenko, Martin Müller  
Florian Thaler, David Udomsilp, Cornelia Bischof, Alexander Opitz

Polymer electrolyte membrane (PEM) cells and solid oxide cells (SOC) play an important role in future energy concepts. On the one hand, energy from regenerative sources like wind or solar can be stored in form of hydrogen by electrolysis of water. Vice versa, such cells can be operated in the fuel cell mode for generating electrical energy. Here, pure hydrogen or reformates of hydrocarbon fuels are converted into electrical energy by controlled oxidation. For both kinds of cells, porous metal tapes made by powder metallurgy can be implemented to improve the function of the cells. In the presentation, two examples are given explaining how powder metallurgy can be used to tailor such components for the specific applications. For PEM electrolysis, a processing route is developed, which enables the manufacturing of large scaled porous transport layers (size up to 500 x 500 mm<sup>2</sup>) by tape casting starting from titanium powders. This transport layer enables the electrical contact between PEM cells and interconnects and ensures efficient gas/water transport. Electrochemical studies were conducted to point out the relationship between processing parameters, microstructure and electrochemical performance. Metal supported solid oxide fuel cells (MSCs) are attractive candidates for mobile applications like auxiliary powers units (APUs) or range extenders for battery electric vehicles. The metal support improves the thermal management enabling rapid heating and cooling cycles. Furthermore, it increases the mechanical robustness compared to established full ceramic cell concepts, eases sealing and has the potential of cost reduction. Introduction of a metal support requires complete adaption of all processing steps for the electrochemically active ceramic layers on the metal support. Here, protection of the metal support by applying suitable sintering atmospheres and microstructure optimization of the electrochemically active layers are main keys of success.



## ESTUDO DE UM VEÍCULO ELÉTRICO HÍBRIDO (Biodiesel-Biometano e Solar)<sup>1</sup>

*Moisés de Mattos Dias<sup>2</sup>, Claudionor Atílio Vingert<sup>3</sup>, Giuseppe Guilherme Mergener Vingert<sup>3</sup>, Alessandro Sarmiento dos Santos<sup>4</sup>, Luis Carlos Gertz<sup>5</sup>, Marco Antônio Frohlich<sup>4</sup>, Patrice Monteiro de Aquim<sup>2</sup>, José Lesina Cezar<sup>5</sup>, José Carlos Krause de Verney<sup>5</sup>, Carlos Omar Klassmann<sup>4</sup>, Daniel Gallio Verona<sup>4</sup>, Jonata Rocha Fett<sup>6</sup>, Nickolas Augusto Both<sup>6</sup>, Bárbara Pisoni Bender Andrade<sup>6</sup>, Niklaus Veit Lauxen<sup>6</sup>, Gabriel Mateus Neumann<sup>6</sup>, Lucas Dariel Ferreira<sup>6</sup>*

**RESUMO:** Este trabalho tem por objetivo o estudo preliminar de um Veículo Elétrico Híbrido, produzido artesanalmente pela empresa Agrovec Veículos Agrícolas, no qual o veículo será tracionado por um Motor Elétrico Síncrono Trifásico de 9 kW ou 12 HP, acoplado diretamente na caixa de câmbio. O Rotor do Motor Elétrico será construído a partir de Ferro Sinterizado e Ímãs Permanentes de Nd-Fe-B utilizando-se os processos da Metalurgia do Pó. Atualmente a tração destes veículos produzidos por Agrovec se dá a partir de um motor a gasolina de motocicleta, adaptado. O veículo, por ser híbrido, terá um grupo motor-gerador ou Gerador à Combustão, ou seja, um Gerador Elétrico acoplado a um Motor à Combustão, o qual será adaptado de um Motor à Diesel de 5 kW para Biometano e Biodiesel. A energia elétrica gerada pelo gerador à combustão, a partir de Retificador e um Conversor CC-CC ou Controlador de Carga, carregará um Banco de 4 Baterias. Um Módulo Solar com Película Flexível também carregará as baterias a partir de um controlador de carga. O motor elétrico que irá tracionar o veículo será alimentado pela bateria, a partir de um Inversor Trifásico. Haverá ainda a possibilidade das baterias serem carregadas a partir da Rede Elétrica. Algumas partes deste veículo já foram desenvolvidas e estão em fase de adaptação para este veículo.

**Palavras Chave:** Veículo Elétrico Híbrido, Motor Elétrico Síncrono Trifásico, Conversores, Inversores.

---

<sup>1</sup> Contribuição técnica a ser apresentada na 8ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis – RENOMAT 2019, Brasil/RS, 2 a 4 de outubro de 2019, Porto Alegre, RS, Brasil.

<sup>2</sup> Prof. Dr. Programa de Pós em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais. ICCT, Universidade Feevale, e-mail: [moisedias@feevale.br](mailto:moisedias@feevale.br), [patrice@feevale.br](mailto:patrice@feevale.br)

<sup>3</sup> Agrovec Máquinas Agrícolas, e-mail: [claudionor@agrovec.com.br](mailto:claudionor@agrovec.com.br), [vingertgiuseppe@gmail.com.br](mailto:vingertgiuseppe@gmail.com.br)

<sup>4</sup> Mestrado em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais. ICCT, Universidade Feevale, e-mail: [alessandro@jsaengenharia.com.br](mailto:alessandro@jsaengenharia.com.br), [adesvandroo@hotmail.com](mailto:adesvandroo@hotmail.com), [carlosklassmann@bol.com.br](mailto:carlosklassmann@bol.com.br), [daniel@tscom.com.br](mailto:daniel@tscom.com.br)

<sup>5</sup> Prof. Dr. ULBRA-RS, e-mail: [gertzx@gmail.com](mailto:gertzx@gmail.com), [engmecanica.canoas@ulbra.br](mailto:engmecanica.canoas@ulbra.br), [jcverney@ulbra.br](mailto:jcverney@ulbra.br)

<sup>6</sup> Bolsista I.C.. ICCT, Universidade Feevale, e-mail: [jonatafett@feevale.br](mailto:jonatafett@feevale.br), [nickolasboth@hotmail.com](mailto:nickolasboth@hotmail.com), [barbarabender1997@gmail.com](mailto:barbarabender1997@gmail.com), [niklauslauxen@hotmail.com](mailto:niklauslauxen@hotmail.com), [gabrielmneumann@hotmail.com](mailto:gabrielmneumann@hotmail.com), [lucasdarielferreira@gmail.com](mailto:lucasdarielferreira@gmail.com)



## 1. INTRODUÇÃO

### 1.1. MÁQUINAS ELÉTRICAS ROTATIVAS A PARTIR DA METALURGIA DO PÓ

As máquinas elétricas rotativas funcionam como Motor e Gerador, e possuem duas partes básicas que são os núcleos do estator e rotor. Estes núcleos, com raras exceções, são construídos a partir de finas lâminas metálicas (chapas de aço baixo carbono) com espessura menor que 1 mm, agrupadas em pacotes de chapas. Algumas máquinas de maior rendimento, como os geradores, são construídas com chapas de aço-silício e percentual de aproximadamente 3% de silício. O processo total para confecção destes núcleos consiste basicamente em laminação, estampagem, um processo para isolação elétrica, empacotamento e fixação. Com relação às chapas de aço baixo carbono, o processo para isolação consiste em um tratamento térmico, no qual os pacotes de chapas são colocados em fornos durante certo tempo, ocorrendo a oxidação da superfície das chapas e em consequência, a formação de uma camada isolante de óxido de ferro entre as chapas adjacentes. Alguns tipos de chapas de aço-silício são fornecidas pelos fabricantes com uma pintura a base de óxidos sobre uma das superfícies [1,2,3].

Núcleos magnéticos envolvidos por bobinas, onde circula corrente alternada, geram um fluxo magnético também alternado. Por este motivo, esses núcleos ficam sujeitos a ação de correntes parasitas, também conhecidas por correntes de Foucault, que são responsáveis por apreciável perda de potência nestes núcleos. A construção destes núcleos magnéticos a partir de chapas de aço isoladas eletricamente reduz parcialmente as correntes parasitas, diminuindo as perdas por correntes de Foucault [1,2,3].

Contudo, utilizando-se os processos da Metalurgia do Pó (M/P) é possível construir estes núcleos em blocos maciços únicos, com elevada permeabilidade magnética e maior resistividade elétrica, se comparadas ao aço convencional, o que reduz as correntes parasitas [4,5]. No caso da aplicação deste processo na construção de núcleos de máquinas elétricas rotativas, pode resultar em máquinas com algumas vantagens sobre aquelas com núcleos convencionais. Assim, na medida em que for possível construir núcleos em blocos únicos e maciços, menos etapas estarão presentes na construção das máquinas e menos energia será consumida na fabricação das mesmas. Salienta-se também que com a utilização de ligas magnéticas de maior resistividade na construção dos núcleos do estator e do rotor, haverá uma redução nas perdas por correntes parasitas, maior rendimento, resultando assim economia de energia elétrica.

Atualmente a aplicação da M/P em núcleos de máquinas elétricas está restrita a motores elétricos especiais para os quais o rendimento não é o critério mais importante, como no caso de minimotores de geometria complexa, em alguns servomotores nos quais os enrolamentos de armadura são alimentados com corrente elétrica de frequência elevada e partes de máquinas onde não há variação de fluxo, como núcleos de rotores de máquinas síncronas. Entretanto, alguns estudos estão sendo realizados em outros tipos de máquinas obtidas a partir da M/P no intuito de se comprovar ou descartar a aplicação desta tecnologia nestes dispositivos [5].

### 1.2. MÁQUINAS ELÉTRICAS TRIFÁSICAS COM ÍMÃS PERMANENTES

Com relação ao aspecto construtivo, as máquinas trifásicas são constituídas fundamentalmente de duas partes [1,2,3]:

- **Estator:** Parte fixa da máquina construída de chapas de aço laminadas na qual são colocados os *enrolamentos de armadura* com alimentação trifásica, defasadas de  $120^\circ$ . Os enrolamentos são dispostos espacialmente de tal forma que as correntes de todas as fases contribuem positivamente na geração de uma onda de fluxo magnético girante ou campo girante.
- **Rotor:** Parte girante da máquina também construída de chapas de aço laminadas na qual são colocados os *enrolamentos de campo*. Em algumas máquinas trifásicas síncronas, os enrolamentos de campo são substituídos por ímãs permanentes.

A evolução das máquinas síncronas está relacionada com o progresso e descobertas na área de materiais magnéticos. A substituição dos enrolamentos de campo por ímãs permanentes de alto produto energético permitiu significativos avanços para a máquina que, atualmente, é considerada como aquela que mais apresenta variações de tamanho, forma, geometria e configurações. A utilização dos ímãs permanentes trouxe vantagens destas máquinas em comparação com aquelas que possuem enrolamentos de campo, tais como [6]:

- Simplificação da tecnologia.
- Redução de aproximadamente 10% do seu volume.
- Eliminação da fonte de alimentação externa, escovas e anéis coletores.
- Desenvolvimento de equipamentos com uma maior relação potência por volume de material.
- Redução de massa e do momento de inércia.

Os ímãs produzidos com ligas de materiais chamados de terras-raras, como o samário-cobalto e o neodímio-ferro-boro, são os que apresentaram melhores resultados em aplicações que requerem alto desempenho ou que necessitem de máquinas leves e compactas [6].

As máquinas síncronas com ímãs permanentes podem ser classificadas conforme a orientação da densidade de fluxo magnético de excitação no entreferro em dois principais tipos: *Radial* e *Axial*. A máquina de fluxo radial, mostrada na figura 1, possui a direção da densidade do fluxo magnético perpendicular ao eixo do rotor. Os ímãs utilizados possuem magnetização com direção radial e estão localizados na superfície ou no interior do rotor. Estas máquinas apresentam rotores com diâmetros reduzidos e de baixa inércia, baixas perdas e tem o comprimento axial maior em relação ao seu diâmetro. São mais facilmente encontradas no mercado atualmente devido a sua robustez e fácil construção mecânica [1,2, 6-9].

As máquinas de fluxo axial possuem a direção da densidade do fluxo de magnético de excitação no entreferro paralela ao eixo de rotação e o entreferro está localizado em um plano perpendicular ao do eixo. A figura 2 mostra a topologia deste tipo de máquina. Os ímãs empregados apresentam magnetização axial e são fixados em discos que, dependendo da configuração, podem ser girantes ou estacionários. Estas máquinas são caracterizadas por possuírem uma geometria semelhante a um disco, com diâmetro muito maior que se comprimento longitudinal. É uma excelente alternativa para aplicações que requerem alto torque em baixas velocidades [1,2, 6-9].



Existe um terceiro tipo de fluxo em máquinas com ímãs permanentes que é a máquina com fluxo transversal [10].

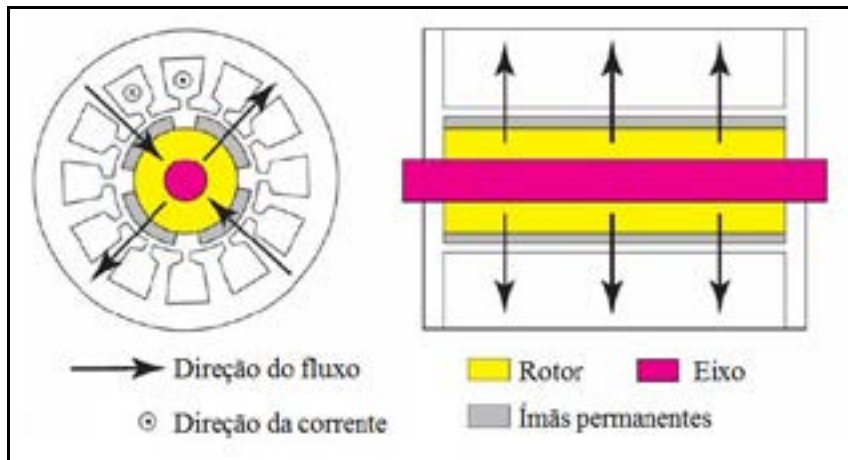


Figura 1 – Máquina de fluxo radial [7]

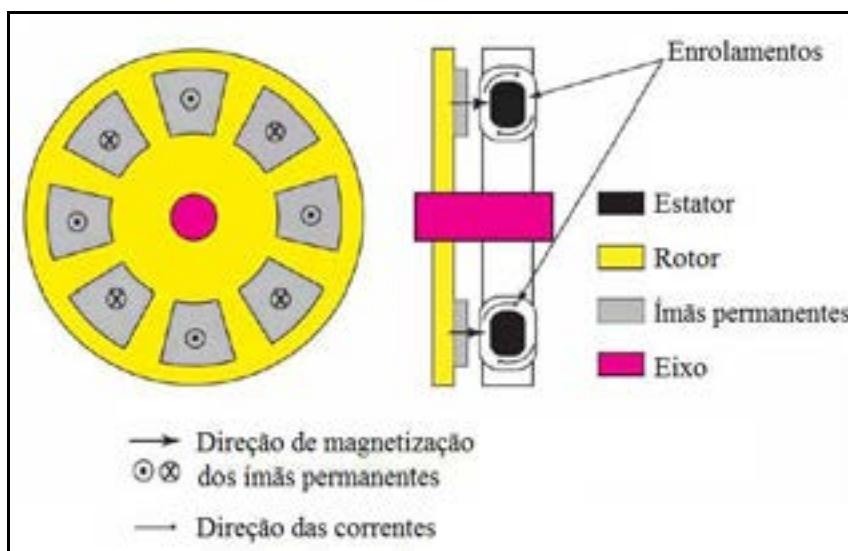


Figura 2 – Máquina de fluxo axial [7]

O LdTM (Laboratório de Transformação Mecânica) da UFRGS vem desenvolvendo em parceria com outras instituições, como as Universidades FEEVALE, ULBRA e outras instituições, projetos de máquinas elétricas trifásicas a serem utilizados em pequenos aerogeradores de até 10 kW e motores e geradores em geral [6,11-13]. Nestes estudos, a carcaça, eixo, tampas e rolamentos são de um motor de indução trifásico. O núcleo do estator foi construído de chapas ou material sinterizado, e três topologias de rotor com material sinterizado e ímãs permanentes foram estudados e construídos. A figura 3-a mostra o núcleo do estator das máquinas utilizadas como base, e a figura 3-b mostra o estator embutido na carcaça da máquina (Voges Motores). A figura 4-a mostra o rotor de polos salientes, a figura 4-b o rotor de polos lisos e a figura 4-c mostra o rotor com ímãs embutidos.

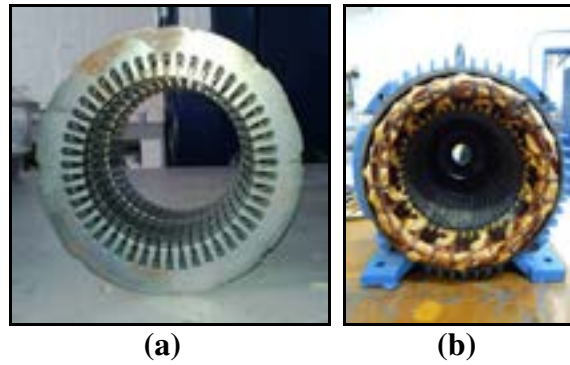


Figura 3 – Motor utilizado base – (a) Estator – (b) Estator embutido na carcaça [6]

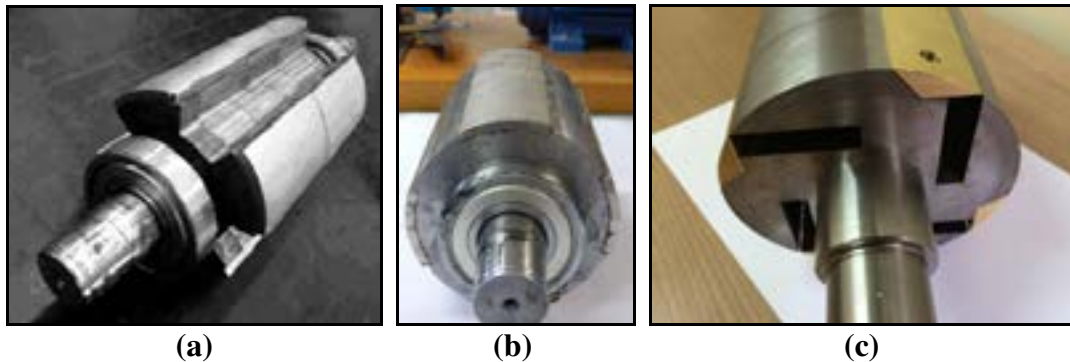


Figura 4 – Rotores de Material Sinterizado – (a) Polos Salientes [11] – (b) Polos Lisos [6] – (c) Ímãs Embutidos [12]

### 1.3. GRUPO MOTOR-GERADOR

Grupo Motor-Gerador ou Grupos Geradores são utilizados como fonte principal ou como fonte auxiliar, para suprir a necessidade de energia de forma confiável em empreendimentos de todo e qualquer porte, para quaisquer aplicações, como indústrias, supermercados, *shopping centers*, hospitais, edifícios residenciais e comerciais, hotéis e outros. Os Grupos Geradores são constituídos por um gerador, acionado por motor de combustão (óleo diesel, gás natural, biogás e outros) [14]. A figura 5-a mostra o Grupo Motor-Gerador **MGG-8000 CLE** à Gasolina da empresa MotoMil [15], a figura 5-b mostra o Grupo Motor-Gerador **SP6500EB-F** à GLP da empresa S&S Grupo Geradores [16], e a figura 5-c mostra o Grupo Motor-Gerador modelo **TG10000CXE3** à gasolina da empresa Toyama [17].

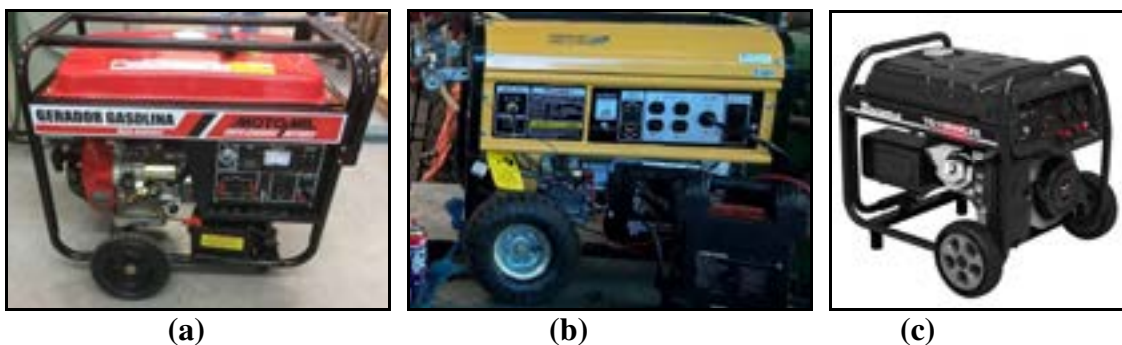


Figura 5 – Grupos Motor-Gerador – (a) modelo MGG-8000 CLE à Gasolina da empresa MotoMil [15] – (b) modelo SP6500EB-F à GLP da empresa S&S Grupo Geradores [16] – (c) modelo TG10000CXE3 à Gasolina da empresa Toyama [17]



Importante salientar que a maioria dos Geradores à Combustão são montados a partir de um Motor à Gasolina, e quando se deseja um Gerador à Gás, como o Biometano, utilizam-se os mesmos motores à Gasolina com algumas modificações, como válvulas de proteção, e um Misturador Ar-Gás também conhecido como *Mesclador*. Esta peça tem como função principal realizar a correta mistura entre o ar que está sendo admitido pelo motor e o gás que está sendo usado como combustível. Este evento se dá de forma correta em função do tipo de escoamento e da geometria da peça. A capacidade de mistura pode ser incrementada através dos vórtices gerados por um escoamento turbulento. O *Mesclador* é projetado, visando a mínima interferência possível no fluxo de ar do motor e respeitando as geometrias impostas pelo sistema de admissão original do motor. Através de cálculos do consumo de ar do motor, é realizado o balanço estequiométrico ideal e então determina-se a vazão de gás necessária para o motor funcionar. Após o desenvolvimento em CAD do mesclador, é realizada uma simulação de fluxo de ar, através de um software de simulação como o *Solidworks Flow Simulation*. Para a fabricação da peça (figura 6-a) pode-se utilizar o alumínio, e a manufatura através do processo de usinagem, em uma fresadora CNC (figura 6-b). A figura 6-c mostra o Mesclador pronto e instalado no sistema de admissão do motor do Grupo Motor-Gerador **MGG-8000 CLE** da empresa MotoMil [15],

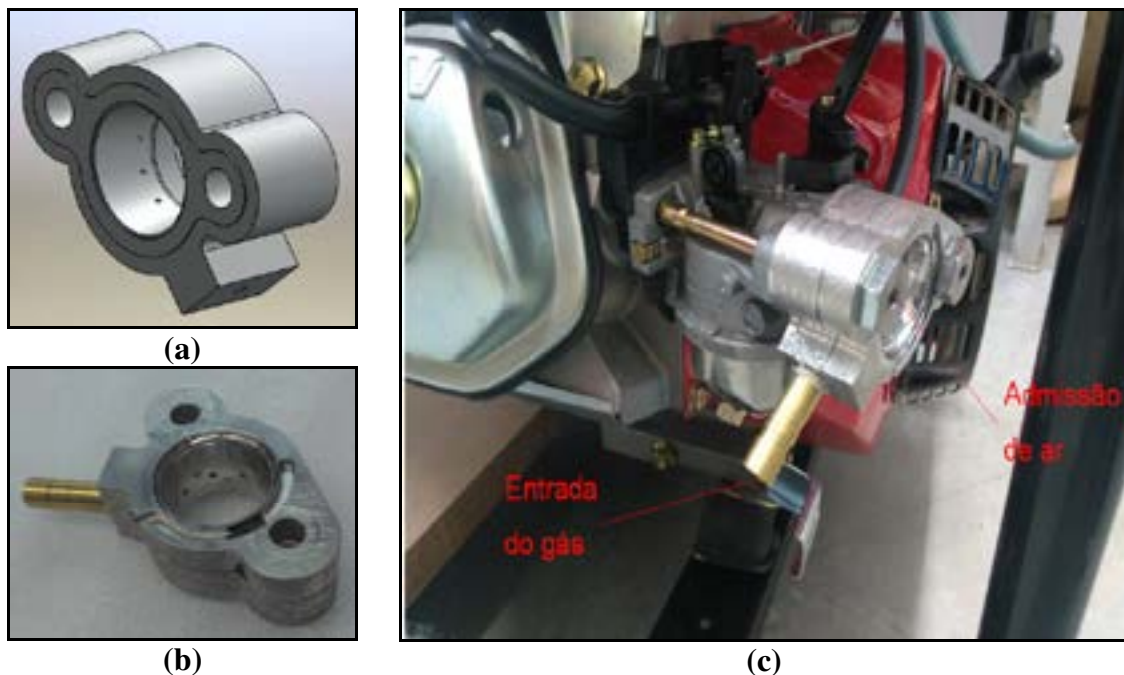


Figura 6 – Mesclador (Misturador Ar-Gás) – (a) Desenho esquemático – (b) Peça usinada – (c) Peça montada no Motor à Combustão

#### 1.4. FILME (OU PELÍCULA) SOLAR FLEXÍVEL

Dentre as muitas tecnologias já disponíveis na área de células solares, pode-se destacar um grupo específico de células chamado células fotovoltaicas de filmes finos. Em meio aos materiais mais estudados para a fabricação de células flexíveis encontram-se o silício amorfo hidrogenado (a-Si:H), o disseleneto de cobre e índio (CIS) e o telureto de cádmio (CdTe). O material amorfo difere de um material cristalino pelo fato de não apresentar qualquer ordenamento no arranjo estrutural dos átomos [18].

A alta absorção óptica destes materiais, se comparados com o c-Si, permite fabricar células fotovoltaicas bastante finas, nas quais camadas de poucos micrômetros ( $\mu\text{m}$ ) de diferentes materiais semicondutores são depositadas sucessivamente, por técnicas de produção em larga escala sobre superfícies rígidas ou flexíveis [19]. Estas células se diferenciam daquelas de outras tecnologias pela espessura das lâminas de material semiconductor utilizado em suas estruturas (geralmente na faixa de  $1\mu\text{m}$  contra  $300$  a  $400\mu\text{m}$  das células de c-Si) [20].

Uma característica que distingue as células de filmes finos, das células de silício cristalino é o tipo de conexão. No caso das células de silício cristalino, estas são soldadas de célula para célula (conexão externa), enquanto as células de filmes finos são interligadas monoliticamente, ou seja, as células são separadas eletricamente e interligadas em etapas estruturais, criando assim finas ranhuras transparentes entre as células individuais [21]. A figura 7-a mostra Película Flexível Elfeland SP-37 18V 100 Wp, e a figura 7-b mostra a Película SolarModul SM160M 18V 60 Wp com 20 células monocristalinas colada em uma placa de alumínio curvada e instalada no telhado de um Prédio da Universidade Feevale para testes.

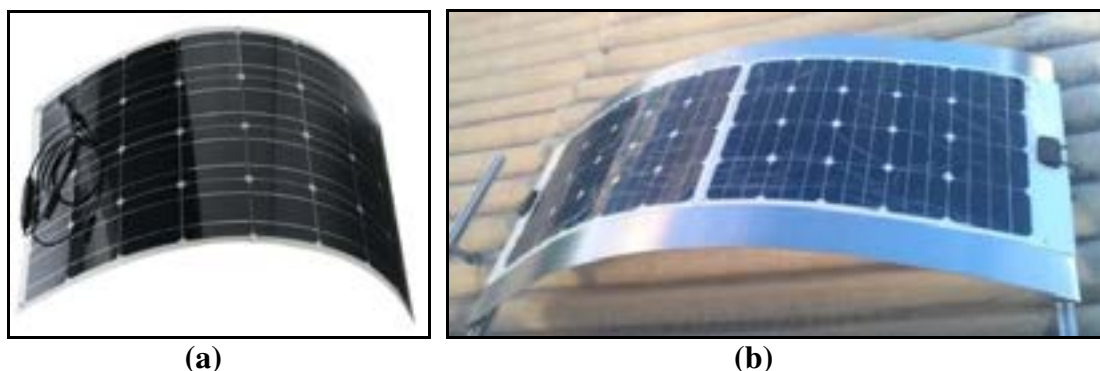


Figura 7 – Películas Flexíveis Monocristalinas – (a) Elfeland SP-37 18V 100 Wp – (b) SolarModul SM160M 18V 60 Wp com 20 células

#### 1.4. HISTÓRICO E CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE VEÍCULOS ELÉTRICOS [22-27]

No início do século, nos primórdios da história do automóvel, existiam três tipos de veículos: os movidos a vapor, com 1684 unidades, os movidos a gasolina com 963 unidades e os movidos a eletricidade, com 1575 unidades [22]. Os veículos a vapor de pequeno porte apresentavam alguns inconvenientes como a demora para que o sistema atingisse a temperatura de trabalho, principalmente para aquecer a água. Outro inconveniente era o perigo constante da possibilidade de estourar a caldeira devido a falta de qualidade do material disponível e pelo processo de construção que utilizava rebites para unir as chapas.

Entre 1900 e 1920 os veículos movidos a gasolina e os elétricos (a bateria), disputavam o mercado em condições de igualdade. Os veículos elétricos eram silenciosos e não produziam gases poluentes. Já os movidos a gasolina possuíam alguns inconvenientes, um dos principais era o sistema de acionamento do motor. A partida era feita através de uma manivela acoplada ao eixo, na parte frontal do veículo, sendo que para acioná-la era necessário sair do veículo, executar a tarefa numa posição desconfortável e a custo de grande esforço. Além de desagradável, expunha o operador ao risco de sofrer



contusões ou até mesmo lesões graves. Paradoxalmente, a evolução dos motores elétricos permitiu que um pequeno motor alimentado por bateria fosse utilizado para acionar o motor a gasolina. Desta forma, um dos maiores problemas dos veículos movidos a gasolina foi eliminado. Além disso, outros fatores fizeram com que os veículos movidos a eletricidade não prevalecessem, tais como a fácil obtenção da gasolina em postos no interior da América do Norte em relação à dificuldade de se obter a recarga das baterias no interior. Outro fator importante era o custo mais elevado do veículo elétrico em relação ao veículo a gasolina [23].

O modelo T da Ford em 1925 custava 560 dólares, enquanto que um veículo elétrico a bateria custava 1.760 dólares. Além disso, foram descobertas grandes reservas de petróleo na Arábia Saudita, Rússia e Pérsia, estabilizando o preço do barril de petróleo de 1910 até 1970 devido a um acréscimo significativo da oferta. Esses aspectos contribuíram para o aumento da produção de veículos a combustão interna alimentados por gasolina ou diesel, refletindo na emissão de grandes quantidades de gases poluentes. Mas, a partir de 1973 com a crise do petróleo, durante o embargo árabe, ocorre a rápida elevação do preço do barril de petróleo que, somada aos problemas de poluição atmosférica, criaram condições para o reaparecimento dos veículos elétricos e híbridos [24]. Atualmente os automóveis acionados por energia elétrica não são mais uma expectativa do futuro. As principais montadoras trabalham no desenvolvimento deste tipo de veículo, sendo que muitas já disponibilizam, à preços acessível, veículos desta modalidade. Neste contexto, o Grupo de Tecnologia Automotiva, da ULBRA, tem trabalhado no projeto e desenvolvimento de veículos de elevada eficiência energética, tanto com motores de combustão interna quanto com motores elétricos.

#### 1.5. SISTEMA HÍBRIDO DE ACIONAMENTO DE VEÍCULOS AUTOMOTIVOS [22, 23]

Em um veículo de tração híbrida, o acionamento das rodas pode realizar-se através de um motor elétrico em conjunto com um motor a combustão. Neste tipo de acionamento, ambos os motores estão em um mesmo eixo, acoplados a(s) roda(s) do veículo, que por sua vez gira a partir de um ou de outro motor. Em um sistema alternativo, o acionamento do veículo se dá somente a partir do motor elétrico, acionado por um inversor, alimentado pela bateria. O motor a combustão está acoplado a um gerador de corrente contínua, que irá carregar a bateria, semelhantemente a um alternador de veículo convencional. Neste sistema, utiliza-se pequenos motores a combustão (gasolina, álcool, gás, diesel ou biodiesel) operando em velocidade de rotação próximas do máximo rendimento do motor.

Um motor a diesel, tem seu maior rendimento em altas rotações. No caso do uso do motor a combustão para acionamento de um gerador cc, a velocidade de rotação do motor a combustão não seria um grande problema. Salienta-se também que neste sistema de acionamento do veículo, pode-se utilizar um inversor de frequência bidirecional para acionar a máquina elétrica rotativa. Este tipo de inversor, construído a partir de componentes eletrônicos, funciona nos dois sentidos, ou seja, no funcionamento da máquina como motor, a bateria (através do inversor) fornece energia ao motor (máquina rotativa), e no caso do funcionamento como gerador, a bateria (também através do mesmo inversor), é carregada pela máquina elétrica rotativa. O fenômeno de carregamento da bateria também ocorrerá no caso de uma descida íngreme do veículo, quando o eixo da roda tende girar mais rápido que o campo girante da

máquina síncrona. Tal sistema de conversão de energia é também denominado de conservativo ou regenerativo.

Há duas configurações básicas, a *série* (figura 8) na qual somente o(s) motor(es) elétrico(s) acionam diretamente a(s) roda(s), e a *paralela* (figura 9) na qual o MCI (motor de combustão interna) também contribui no acionamento direto das rodas, em "paralelo" com o motor elétrico, através de sistema de engrenagem apropriado. A figura 10 apresenta um esquema das partes principais do carro elétrico bem como o seu funcionamento: abastecimento: pode ser realizado na própria casa; armazenamento de energia: o combustível é armazenado como eletricidade nas baterias e ainda, contendo um tanque de suporte; e propulsão através do motor elétrico.

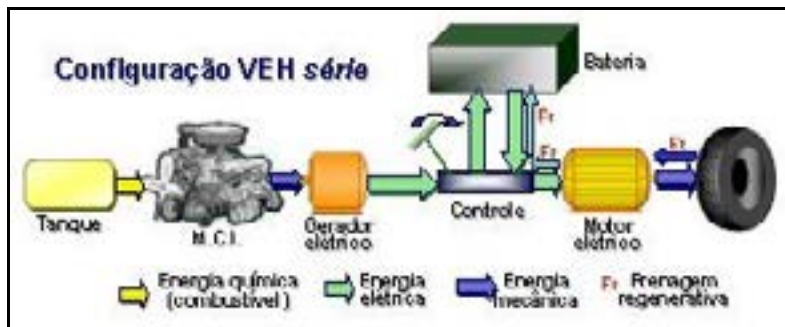


Figura 8 – Configuração de Veículo Elétrico Híbrido Série [23]

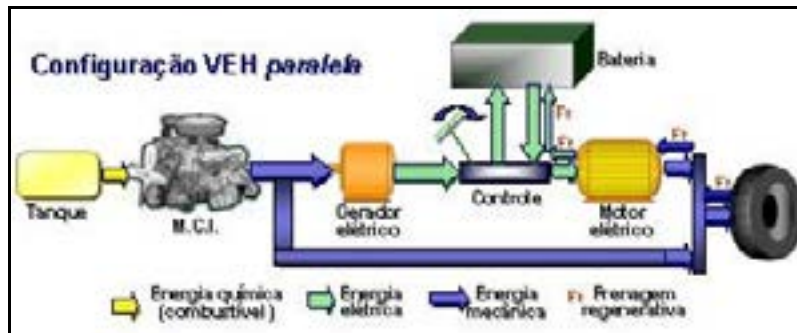


Figura 9 – Configuração de Veículo Elétrico Híbrido Paralelo [23]

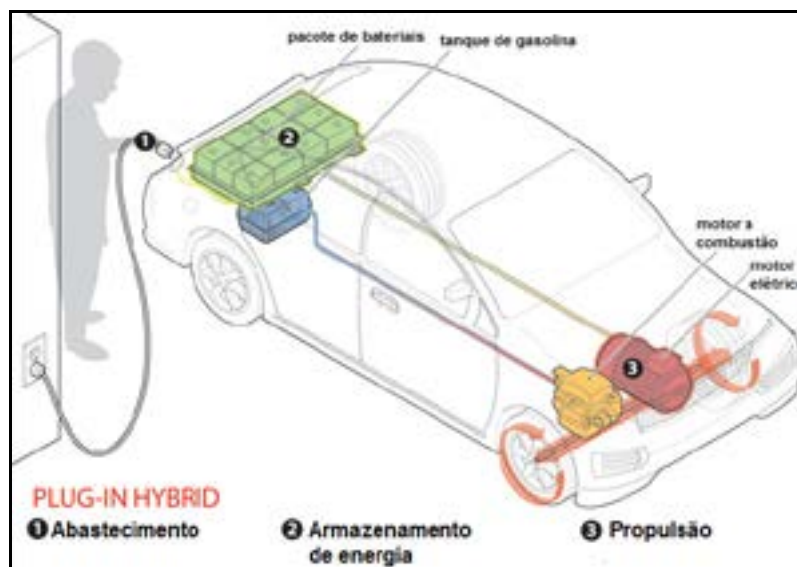


Figura 10 – Esquema das partes do carro híbrido (conceitual) [23]



## 1.6. INVERSORES E CONVERSORES

Em um veículo elétrico-híbrido no qual geradores e motores trifásicos de tensão alternada estão ligados a fontes de tensão contínua, como baterias, alguns dispositivos elétricos-eletrônicos estão envolvidos. A seguir uma nomenclatura usual para cada dispositivo [28]:

- **Conversor CC-CC:** Conversão de níveis de tensão contínua. Como exemplo, controlador de carga e carregador de baterias a partir de painéis solar
- **Conversor CA-CA:** Conversão de níveis de tensão alternada. Como exemplo, em Aerogeradores que geram tensão e frequência variáveis, de acordo com a velocidade dos ventos, deve-se adequar os níveis de tensão à rede. Outro exemplo são inversores para motores, capaz de gerar amplitudes e frequências variáveis para acionamento de motores com variação de velocidade. Um conversor CA-CA, basicamente é constituído de um retificador, um oscilador e um dispositivo reforçador de corrente.
- **Inversor CC-CA.** Gera tensão alternada a partir de tensão contínua. Como exemplo gerar tensão alternada trifásica ou monofásica a partir de baterias. Em um conversor CA-CA sempre haverá um inversor.
- **Retificador CA-CC.** Gera níveis de tensão contínua a partir de uma tensão alternada. Em um conversor CA-CC sempre haverá um Retificador.

O **Conversor CC-CC** basicamente são fontes chaveadas PWM (Modulação por Largura de Pulso - Pulse Width Modulation) e convertem níveis de tensão contínua. As fontes chaveadas são utilizadas para gerar tensão contínua e constante, a partir da retificação da tensão da rede e transformadores, ou diretamente a partir de outras fontes CC, como as baterias. Basicamente, esta fonte de diodos e transistores opera na região cortado/saturado. Quando o transistor está cortado, ou seja, sem corrente, a potência dissipada no transistor será zero ou muito próxima. O mesmo ocorre quando o transistor está saturado, ou seja, sem tensão sobre ele. Nos circuitos PWM, a tensão na saída é uma média de ondas retangulares com períodos de on / off (ligados / desligados) variáveis. Para uma dada frequência, quanto maior os períodos de ligados, maior será a tensão média na saída [28]. A figura 11-a mostra o esquema básico de uma fonte chaveada tipo Buck onde a tensão de saída  $V_S$  ou  $v_o(t)$  é igual ou menor que a tensão de entrada  $V_E$ , e a figura 11-b mostra a forma de onda em  $v_i(t)$  [28].

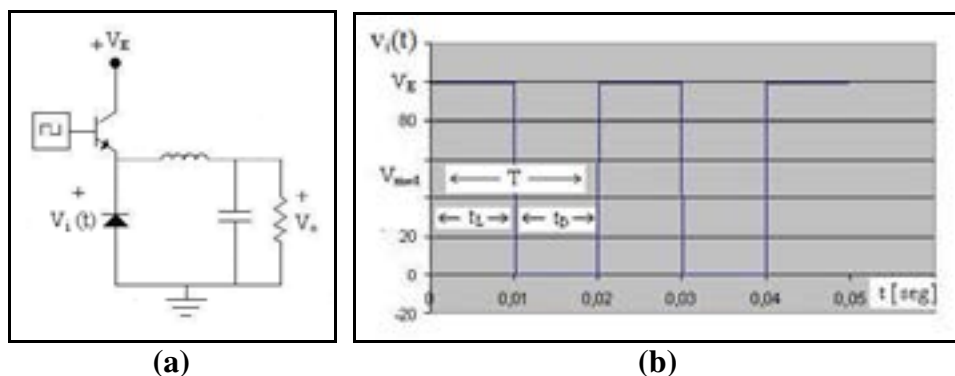


Figura 11 – Fonte Chaveada tipo Buck – (a) Esquema básico – (b) Forma de onda em  $V_i(t)$

Para o caso em que L e C tem valores desprezíveis, a forma de onda de tensão média de saída  $V_S$  ou  $V_{med}$  ou  $v_o(t)$ , se aproxima de  $v_i(t)$  – figura 11-b – e pode ser calculada como [28]:

$$V_o = V_{med} = V_E \frac{t_L}{t_L + t_D} = V_E \frac{t_L}{T} \quad [1]$$

$$t_D = \frac{1}{f} \left( 1 - \frac{V_S}{V_E} \right) \quad t_L = \frac{1}{f} - t_D \quad [2]$$

Onde:

$t_L = t_{On}$  – Tempo de Ligado ou  $t_{On}$  [s]

$t_D = t_{Off}$  – Tempo de Desligado ou  $t_{Off}$  [s]

T – Período da Onda [s]

f – Frequência [Hz]

Para os casos em que, os valores de L e C passam a ser maiores, a forma de onda na saída passa a ter as características mostradas na figura 12-a. Na medida em que os indutores e capacitores são aumentados, a tensão de saída se aproxima da forma mostrada na figura 12-b [28].

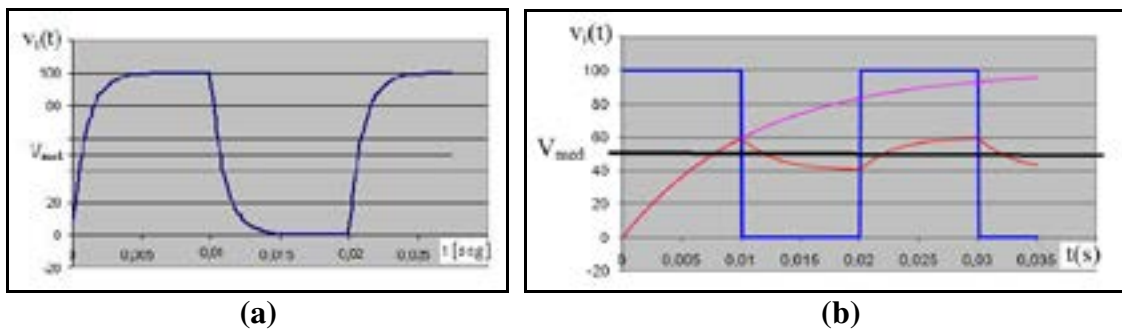


Figura 12 – **Influência dos valores aumentados de L e C considerando o esquema da figura 11 – (a) Baixo Valores – Valores Maiores**

O esquema da figura 11 gera, na saída, somente tensões menores que  $V_E$  (tensão de entrada). A figura 13 mostra um esquema alternativo, em que a tensão de saída pode ser maior que  $V_E$ . Contudo, observa-se, neste caso, que é necessário um TP (transformador de pulso) [28].

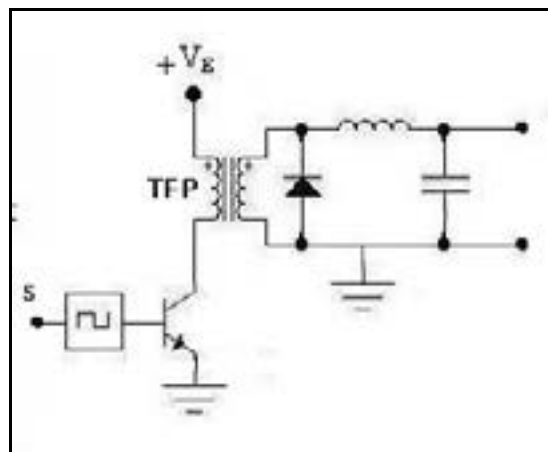


Figura 13 – **Esquema de fonte chaveada para tensão de saída maior que  $V_E$**



Para o cálculo do Indutor e Capacitor do circuito da figura 11, considerando as Equações Lineares (National Applications)

$$\boxed{L = \frac{2,5.V_S.t_D}{I_{o(max)}}} \quad \boxed{C = \left(\frac{V_E - V_S}{2.L.\Delta V_S}\right)\left(\frac{V_S}{f.V_E}\right)^2} \quad [3]$$

Onde:

$I_{o(max)}$  – Corrente Máxima de Saída [A]  
 $\Delta V_S$  – Ripple ou Ondulação na Saída [V]

Para o caso de um circuito com TP (figuras 13 e 14), considerar um  $V_E'$ , calculado como [28]:

$$\boxed{V_E' = V_E \cdot x \frac{N_2}{N_1}} \quad [4]$$

Onde  $N_1$  e  $N_2$  são o Número de Espiras do Primário e Secundário do TP, respectivamente.

A indutância para um indutor de núcleo toroidal, como mostrado na figura 14, pode ser calculada como [29]

$$\boxed{L = K_m \frac{N^2 \mu_o \mu_r A}{l}} \quad [5]$$

Onde:

$L$  – indutância [Henry]  
 $N$  – número de espiras  
 $\mu_r$  = permeabilidade magnética relativa do material do núcleo [adimensional]  
 $\mu_o$  = permeabilidade magnética do vácuo =  $4.\pi.10^{-7}$  Henry/m  
 $A$  – área da seção transversal do núcleo [m<sup>2</sup>]  
 $l$  – comprimento médio ou perímetro da circunferência do núcleo [m]  
 $K_m$  – constante que considera fluxo disperso e outros fatores (ideal  $K_m = 1$ )

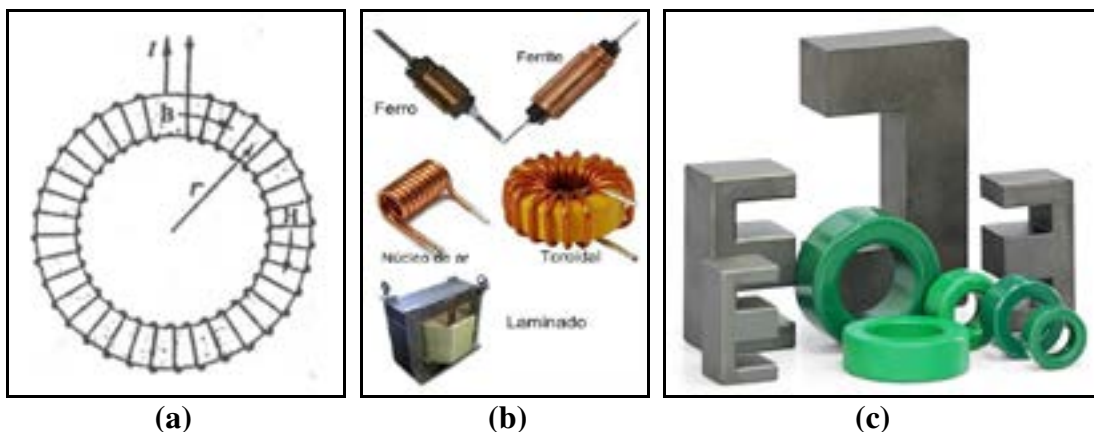


Figura 14 – Núcleos Magnéticos – (a) Esquema de Indutor com Núcleo Toroidal [29] – (b) Indutores diversos [30] – (c) Núcleos de Ferrita Toroidal e E para Transformadores de Pulso [31]

Assim, para a construção de indutor com certa indutância específica, parte-se de um núcleo de ferrita qualquer e arbitra-se uma permeabilidade relativa entre 1.500 e 3.000 (valor típico para as ferritas macias Mn-Zn). Após, tira-se as medidas do núcleo da ferrita a disposição, no caso área da seção transversal e comprimento médio do núcleo, e partir da equação 4, isola-se o termo número de espiras e calcula-se N [29].

$$N = \sqrt{\frac{L \cdot l}{K_m \cdot \mu_r \cdot \mu_o \cdot A}} \quad [6]$$

O fio será dimensionado para corrente máxima  $I_{o(max)} = I$ . Entretanto, deve-se verificar se não houve saturação do núcleo através das seguintes equações [1,2,29]:

$$\boxed{\varphi = \frac{\mathfrak{S}}{\mathfrak{R}} = B \cdot A} \quad \boxed{\mathfrak{S} = NI} \quad \boxed{\mathfrak{R} = \frac{l}{\mu_o \mu_r A}} \quad [7]$$

Onde:

- $\varphi$  – Fluxo magnético total [Wb]
- $\mathfrak{S}$  – Força Magnetomotriz [A.espiras]
- $\mathfrak{R}$  – Relutância Magnética [ $H^{-1}$ ]
- B – Indução Magnética [T]

Fazendo-se as devidas substituições e isolando a Indução Magnética B nas equações 6, resulta [1,2,29]:

$$\boxed{B = \frac{N \cdot I \cdot \mu_o \mu_r}{l}} \quad [8]$$

Para o caso em que a Indução B ultrapassa a Indução de Saturação do Núcleo do Material, deve-se aumentar a área da Seção Transversal A do Núcleo Toroidal. Assim, diminui o Número de Espiras N, e também a indução B. Um modo prático para redefinir as dimensões do Núcleo do Indutor, é empilhando os Toroides, contudo, os cálculos devem ser novamente refeitos, uma vez que as relações entre o número de espiras N e área da seção transversal A, são quadráticas [1,2,29].

Para o cálculo do Transformador de Pulso (figuras 13 e 14), parte-se da Potência Elétrica de entrada  $P_1$  de um dispositivo magnético [28]:

$$\boxed{P_1 = V_1 \cdot I_1 = 4 \cdot K_f \cdot K_{LC} \cdot K_{oh} \cdot n_o \cdot S_C \cdot S_{ok} \cdot J \cdot B \cdot f} \quad [9]$$

Onde:

- $V_1$  – Tensão do Enrolamento do Primário [V]
- $I_1$  – Corrente do Enrolamento do Primário [A]
- $K_f$  – Forma de Corrente ou de Tensão (igual a 1 para onda retangular).
- $K_{LC}$  – Fator da Seção Transversal Geométrica do material de Enchimento Magnético Ferromagnético (entre 0.6 – 0,95)
- $K_{ok}$  – Coeficiente da Janela Magnético Condutora com as Seções Conductoras
- $n_o$  – Coeficiente do Enrolamento Primário da Bobina (igual a 0,5 em Transformadores).
- $S_C$  – Seção do Circuito Magnético [ $m^2$ ]
- $S_{ok}$  – Seção da Janela do Circuito Magnético [ $m^2$ ]



$J$  – Densidade de Corrente – com Arrefecimento Natural 3.500.000 UMA / m<sup>2</sup> –  
 Para um Transformador considerar o valor de 5.000.000 UMA / m<sup>2</sup>)  
 $B$  – Indução Magnética [T]  
 $f$  – Frequência da onda retangular [Hz]

O Número de Espiras do Primário  $N_1$  é calculada como [28]:

$$N_1 = \frac{V_1}{4 \cdot K_f \cdot f \cdot B \cdot S_C \cdot K_{LC}} \quad [10]$$

O Número de Espiras do Secundário  $N_2$  é calculada como [1,2,28]:

$$N_2 = \frac{V_2 \cdot N_1}{K_m \cdot V_1} \quad [11]$$

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1. INTRODUÇÃO

A Agrovec é uma empresa de pequeno porte do sul do Brasil, a qual, já há alguns anos fabrica veículos para aplicação agrícola, conforme pode ser observado na figura 15, Atualmente, estes veículos possuem tração a partir de motor de motocicleta à gasolina, com algumas adaptações na transmissão. Assim, este trabalho é um estudo preliminar para substituição deste Motor à Gasolina por um Sistema Elétrico Híbrido.



Figura 15 – Modelo de veículo produzido pela Agrovec

O novo veículo será traçado por um Motor Elétrico Síncrono Trifásico de 9 kW ou 12 HP, acoplado diretamente na caixa de engrenagens. O Rotor do Motor Elétrico será construído a partir de Ferro Sinterizado e Ímãs Permanentes de Nd-Fe-B utilizando-se os processos da Metalurgia do Pó. O veículo, por ser híbrido, terá um grupo motorizador ou Gerador à Combustão, ou seja, um Gerador Elétrico acoplado a um Motor à Combustão, o qual será adaptado de um Motor à Diesel de 5 kW para Biometano e Biodiesel. A energia elétrica gerada pelo gerador à combustão, a partir de Retificador e um Conversor CC-CC ou Controlador de Carga, irá carregar uma Bateria de alta amperagem. Um Módulo Solar com Película Flexível montado no teto da cabine também carregará a bateria a partir de controlador de carga. O motor elétrico que irá tracionar o veículo será alimentado pela bateria, a partir de um Inversor Trifásico. Haverá ainda a possibilidade das baterias serem carregadas a partir da Rede Elétrica.

### **3. RESULTADOS PREVISTOS E CONCLUSÕES**

O veículo proposto neste trabalho encontra-se em fase intermediário de montagem e os resultados finais serão divulgados em futuros trabalhos. Devido a questões de sigilo e futuras patentes, não foi possível divulgar mais detalhes deste veículo neste trabalho. A figura 16 mostra o veículo parcialmente montado na Oficina Tecnológica da Universidade Feevale.



**Figura 16 – Veículo parcialmente montado na Oficina Tecnológica da Universidade Feevale**

### **AGRADECIMENTOS**

Os autores agradem a Secretaria do Desenvolvimento Econômico, Ciência e Tecnologia do Estado do RS pela patrocínio e apoio neste projeto, ao CNPq, Capes, FINEP e FAPERGS.



## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1]. FITZGERALD, A.E, KINGSLEY, Jr. C, UMANS, S.D. **Electric Machinery**. New York, McGraw-Hill Inc, 1990. 599p.
- [2]. NASAR, S.A. **Handbook of Electric Machines**. New York, McGraw-Hill, 1987.
- [3]. Características e Especificações de Gerador – Apostila WEG Motores - <http://ecatalog.weg.net/files/wegnet/WEG-curso-dt-5-caracteristicas-e-especificacoes-de-geradores-artigo-tecnico-portugues-br.pdf> – Acessado em 23/07/2016
- [4]. JANSSON, P. **Soft Magnetic Materials for A.C. Applications**. Hoeganes A.B., Hoeganes Swed, Powder Metallurgy, v.35, n.1, 1992. p.63-66.
- [5]. KRAUSE, R.F., BULARZIK, J.H., KOKAL, H.R. **New Soft Magnetic Material for AC and DC Motor Applications**. Magnetics Inc, Burns Harbor, IN, USA. Journal of Materials Engineering and Performance, v.6, n.6, Dec. 1997. p.710-712.
- [6]. BORBA, M. G. **Desenvolvimento de uma Máquina Síncrona Trifásica com Núcleo do Rotor Produzido a partir da Metalurgia do Pó e Ímãs de Neodímio-Ferro-Boro para Aplicação em Aero geradores**. Dissertação para a obtenção do título de Mestre em Engenharia. UFRGS / PPGE3M. Porto Alegre. 2016
- [7]. MAIA, T. A. C.. **Projeto e Construção de um Gerador a Ímãs Permanentes de Fluxo Axial para Turbina Eólica de Pequena Potência**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2011.
- [8]. FERREIRA, Ângela Paula Barbosa da Silva. **Projecto de uma Máquina de Ímanes Permanentes de Fluxo Axial Orientado para os Sistemas de Conversão de Energia Eólica**. Tese (Doutorado em Engenharia Electrotécnica e de Computadores) - Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, Porto, 2011.
- [9]. RAMOS, F. G.. **Desenvolvimento de uma Máquina Síncrona Trifásica com Ímãs de Nd-Fe-B e Núcleo do Estator a partir de Fe2%P Sinterizado Aplicado em Aero gerador de 1kW**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.
- [10]. VERDUM, V.. **Projeto de Aero gerador com Segurança Inerente para Aplicação Urbana**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2013.
- [11]. CERVA, Luciano Lohmann. **Desenvolvimento de uma Máquina Síncrona com Ímãs Permanentes e Núcleo Sinterizado Utilizada em Aero gerador**. Tese de Doutorado. Curso do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014

- [12]. JACOBY, Gilson Gonçalves. **Desenvolvimento de uma Máquina Elétrica Rotativa Trifásica por Metalurgia do Pó a Ser Utilizada em Gerador Eólico de 5 Kw**. Dissertação de mestrado. Curso de Mestrado Profissional em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais, Instituto de Ciências Exatas e Tecnológicas, Universidade Feevale, Novo Hamburgo, 2016.
- [13]. DIAS, Moisés de Mattos. **Construção de uma Máquina Síncrona de Relutância Trifásica com Rotor de Material Magnético Macio Sinterizado**. Tese de Doutorado. Curso do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1999.
- [14]. <http://www.stemac.com.br/pt/produtos/Pages/grupos-geradores-gas-natural.aspx> - Acessado em 04/2017
- [15]. [http://grupogmeg.com.br/produtos/motomil/?gclid=Cj0KQCQiAtvPjBRDPArisAJfZz0rzfgUpclVdad2OAsel0Noy3tEBVulyD3\\_vjafan5jh0tU\\_EyaQiygaAjmSEALw\\_wcB](http://grupogmeg.com.br/produtos/motomil/?gclid=Cj0KQCQiAtvPjBRDPArisAJfZz0rzfgUpclVdad2OAsel0Noy3tEBVulyD3_vjafan5jh0tU_EyaQiygaAjmSEALw_wcB) - Acessado em 03/2019
- [16]. <https://www.lojassgeradores.com.br/gerador> – Acessado em 03/2019
- [17]. <http://www.toyama.com.br/> – Acessado em 03/2019
- [18]. Grupo de Energia Escola Politécnica Universidade de São Paulo – GEPEA. **Energia Solar Fotovoltaica: Fundamentos, Conversão e Viabilidade técnico-econômica**. 2012.
- [19]. PINHO, João Tavares et al (Org.). **Manual de Engenharia para Sistemas Fotovoltaicos**. 2014. 530 p. Rio de Janeiro: Cepel – Cresesb.
- [20]. OLIVEIRA, H. E. **Tecnologia fotovoltaica em filmes finos (películas delgadas)**. 2008. 56p. Monografia (Pós-graduação em Formas Alternativas de Energia) – Universidade Federal de Lavras, Lavras.
- [21]. LACROIX, M. A. D. **Uso de células fotovoltaicas de filmes finos para geração de energia elétrica em edifícios urbanos: estimativa de potencial**. 2013, 107p. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.
- [22]. WESTBROOK, M., **Publisher: The Institution of Engineering and Technology**, london: the institution of engineering and technology. 2001. ISBN 9780852960134.
- [23]. LEITMAN, S.; BRANT, B., **Build Your Own Electric Vehicle**, McGraw-Hill Professional, New York, ISBN10: 0071543732, 2008.
- [24]. CHAN, C.; WONG, Y.; BOUSCAYROL, A; CHEN, K , **Powering Sustainable Mobility: Roadmaps of Electric, Hybrid, and Fuel Cell Vehicles**,



Proceedings of the IEEE, Vol. 97, No. 4, April 2009. DOI: 10.1109/JPROC.2009.2012990.

[25]. CHAU, K. ; CHAN, C ; LIU, C. **Overview of Permanent-Magnet Brushless Drives for Electric and Hybrid Electric Vehicles**, IEEE Transactions on Industrial Electronics, Volume 55, Issue: 6 Pages: 2246 – 2257, June, 2008. DOI: 10.1109/TIE.2008.918403.

[26]. EMADI, A; LEE, Y ; RAJASHEKARA, K., **Power Electronics and Motor Drives in Electric, Hybrid Electric, and Plug-In Hybrid Electric Vehicles**, IEEE Transactions on Industrial Electronics, Volume: 55, Issue: 6, Page(s): 2237 – 2245, June 2008, DOI: 10.1109/TIE.2008.922768

[27]. CHAN, C., **The State of the Art of Electric and Hybrid Vehicles**, Proceedings of the IEEE, Volume: 90, Issue: 2, Page(s) 247–275, Feb 2002, DOI: 10.1109/5.989873

[28]. HART, DANIEL W. **Eletrônica de Potência**. São Paulo, MCGRAW HILL -, 2011. 504p.

[29]. KRAUS, J.D. & CARVER, K.R. **Eletromagnetismo**. R.Janeiro, Guanabara, 1978. 780p.

[30]. <https://www.mundodaeletrica.com.br/o-que-e-um-indutor/> – Acessado em 08/2019

[31]. <http://www.magmattec.com.br/nucleo-de-ferrite> – Acessado em 08/2019

## **STUDY OF A HYBRID ELECTRIC VEHICLE (Biodiesel- Biomethane and Solar)**

**ABSTRACT:** This work aims the preliminary study of a Hybrid Electric Vehicle, handcrafted by the company Agrovec Agricultural Vehicles, in which the vehicle will be driven by a 9 kW or 12 HP Three-Phase Synchronous Electric Motor, coupled directly to the gearbox. The Electric Motor Rotor will be constructed from Sintered Iron and Nd-Fe-B Permanent Magnets using Powder Metallurgy processes. Currently the traction of these vehicles produced by Agrovec comes from an adapted motorcycle gasoline motor. The vehicle, being a hybrid, will have a generator set or Combustion Generator, ie an Electric Generator coupled to a Combustion Motor, which will be adapted from a 5 kW Diesel Engine for Biomethane and Biodiesel. The electrical power generated by the combustion generator from Rectifier and a DC-DC Converter or Charge Controller will charge a 4-Battery Bank. A Flexible Film Solar Module will also charge the batteries from a charge controller. The electric motor that will pull the vehicle will be powered by the battery, from a Three Phase Inverter. There will also be the possibility of batteries being charged from the Electrical Grid. Parts of this vehicle have already been developed and are being adapted for this vehicle.

**KeyWords:** Hybrid Electric Vehicle, Three-Phase Synchronous Electric Motor, Converter, Inverter





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Estudo das Propriedades Eletromagnéticas de um Compósito Magnético Macio (SMC) e sua Eficiência quando Aplicados em Motores de Indução Trifásicos

Jaime A. Back <sup>(1)</sup>  
Lirio Schaeffer <sup>(2)</sup>  
Jeferson C. Gaio <sup>(3)</sup>

### RESUMO

Este trabalho apresenta o estudo das rotas de preparação de um compósito magnético macio (SMC – *Soft Magnetic Composite*), suas propriedades eletromagnéticas e sua eficiência quando aplicado em motores de indução trifásicos (rotor e/ou estator), devido a sua crescente aplicação máquinas elétricas, como uma alternativa aos aços elétricos tradicionais. Assim, diferentes SMCs foram estudados (com pó de ferro puro, pó de ferro ASC 100.29 e Somaloy®), bem como o recobrimento e isolamento das partículas, sendo estas separadas em nano-camadas orgânica, inorgânica e orgânica-metálica. Além disso, metodologias de deposição da camada isolante, como a deposição física/química por vapor, eletrodeposição, pulverização e o processo Sol-Gel também foram estudados. Inicialmente, uma amostra de pó comercial foi estudada e uma peça SMC foi preparada, sendo que, posteriormente, seus parâmetros eletromagnéticos foram adquiridos. A partir destes dados, uma análise de fluxo magnético nos motores construídos por estes materiais foi feita, e na qual observou-se que a amostra de material compósito possuía propriedades compatíveis aos aços convencionais. Também observou-se que, com o aprimoramento das rotas de preparação dos SMCs, estes poderão ser utilizados no desenvolvimento de novas topologias de motores, para as mais diferentes aplicações, sem perda eficiência, principalmente no que tange às baixas frequências.

**Palavras-chave** – Metalurgia do Pó, Compósito Magnético Macio, Pó de Fe Recoberto, Máquinas Elétricas, Nano-filmes Isolantes.

### ABSTRACT

This paper presents the study of the preparation routes of a Soft Magnetic Composite (SMC), its electromagnetic properties and its efficiency when applied to three-phase induction motors (rotor and/or stator), due to its increasing application to electric machines as an alternative to traditional electric steels. Thus, different SMC's were studied (with pure iron powder, ASC 100.29 and Somaloy® iron powder), as well as the coating and isolation of the particles, which were separated into organic, inorganic and organic-metal nanoparticles. In addition, insulating layer deposition methodologies such as physical/chemical vapor deposition, electroplating,

<sup>(1)</sup> Electrical Engineer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, [jaime.back@gmail.com](mailto:jaime.back@gmail.com)

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Ing.; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, PPGE3M, [schaefer@ufrgs.br](mailto:schaefer@ufrgs.br)

<sup>(3)</sup> Mechanical Engineer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, [engenheirogaio@gmail.com](mailto:engenheirogaio@gmail.com)

spraying and the Sol-Gel process are also studied. Initially, a commercial powder sample was studied and an SMC part was prepared, and later its electromagnetic parameters were acquired. From these data, a magnetic flux analysis on the engines built by these materials was made, and it was observed that the composite material sample had properties compatible with conventional steels. It was also observed that, with the improvement of the preparation routes of the SMCs, these can be used in the development of new motor topologies, for the most different applications, without loss efficiency, especially with regard to low frequencies.

**Key words — Powder Metallurgy, Soft Magnetic Composite, Coated Iron Powder, Electrical Machines, Insulating Nano Films.**

## 1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos os compósitos ferromagnéticos moles, também conhecidos como compósito magnético macio (SMC – *Soft Magnetic Composite*) estão sendo amplamente estudados devido às muitas vantagens que oferecem sobre as chapas de aço eletromagnéticas em relação às suas propriedades magnéticas isotrópicas, alta resistividade elétrica, design flexível, potencial para redução de tamanho e alta flexibilidade de projeto [1]. Para usar núcleos magnéticos em pó nas aplicações de campo magnético CA (Corrente Alternada), no entanto, é importante reduzir a perda de ferro, isto é, a soma da perda de corrente de Foucault e perda de histerese.

Os núcleos magnéticos em pó são, portanto, fabricados pela compactação de partículas magnéticas em pó e revestimento com camadas isolantes para evitar a formação de correntes parasitas. Esta técnica de revestimento com uma estrutura de isolamento entre as partículas é crucial para melhorar as propriedades magnéticas de um núcleo para motores CA. Tecnologias e processos mais modernos permitem que as propriedades desses materiais sejam melhorados para prover propriedades magnéticas avançadas, alta permeabilidade e magnetização de saturação, mas com alta resistividade elétrica visando minimizar as perdas por correntes parasitas [2].

Ainda segundo Shokrollahi e Janghorban [2] natureza isotrópica do SMC combinada às possibilidades de conformação permite o planejamento de peças com geometrias não usuais e tridimensionais, oferecendo vantagens em relação aos aços elétricos laminados tradicionais. Assim, ligas de materiais magnéticos macios, compostos de pós de ferro, em conjunto a outros elementos, tais como fósforo, silício ou níquel, poderão ser utilizadas em motores de núcleos maciços, construídos a partir de chapas de aço laminadas [3], [4].

Neste contexto, partículas magnéticas, tais como cobalto, ferro, ferritas como Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> e  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> entre outros óxidos têm mostrado potenciais aplicações em diversos campos, incluindo ferrofluidos, aplicações industriais, robótica, remediação ambiental, áreas biomédicas e de diagnóstico e terapia, como ressonância magnética nuclear, entre outras aplicações [5], [6].

A Figura 1 mostra as regiões de aplicação para os materiais utilizados em campo magnético AC. Aços-silício laminados tem uma grande permeabilidade, porém suas perdas são altamente dependentes da frequência. Ferrite tem uma baixa perda magnética para altas frequências, porém sua baixa permeabilidade exige maior quantidade de material, enquanto que os SMCs cobrem a região intermediária de aplicação.

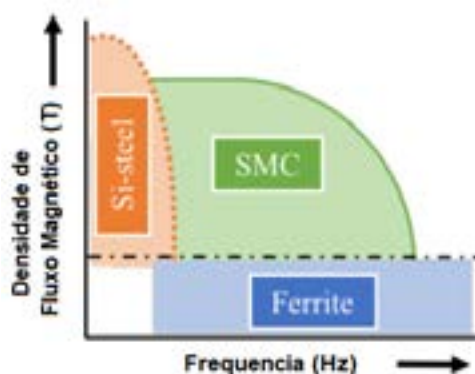


Figura 1 – Regiões de aplicação dos materiais em CA [1].



O processo de fabricação destas máquinas elétricas são, desta forma, mais caros se comparados com o processo de fundição, por exemplo, processo que resultaria em núcleos maciços [7], já que novas perspectivas indicam que ligas de materiais magnéticos macios, obtidos a partir de pó de ferro base, misturados com outros elementos, poderão apresentar propriedades superiores aos obtido a partir de chapas de aço laminadas.

Os materiais magnéticos macios, produzidos por M/P, são alvo de diferentes estudos e aplicações, na eletrônica e principalmente em motores elétricos, devido à grande parcela de energia elétrica que eles consomem [3], [7]-[11]. Uma diminuição nas perdas, mesmo que pequena, resultaria em uma economia substancial considerando um consumo total a médio e longo prazo. As maiores vantagens de se utilizar materiais sinterizados são o número reduzido de etapas no processo de fabricação dos núcleos, resultando em menor gasto de energia no processo de fabricação, além da matéria prima ser de menor custo comparada a chapas laminadas.

## 2. REVISÃO TEÓRICA

Esta seção apresenta uma breve revisão sobre os fundamentos do magnetismo, a classificação de materiais magnéticos com ênfase em materiais ferromagnéticos. São também discutidas as perdas em aplicações eletromagnéticas. Uma introdução ao processo de metalurgia do pó é feita, assim como os SMCs, destacando suas propriedades, vantagens e desvantagens em relação à outros materiais magnéticos moles e suas aplicações.

### 2.1. Magnetismo

Todos os fenômenos magnéticos são devidos às cargas elétricas que estão em movimento. Analisando uma porção microscópica de material magnético se encontraria elétrons orbitando em volta dos núcleos e elétrons girando pelo seu próprio eixo. Em virtude do pequeno tamanho dessas espiras de corrente elétrica trata-se elas como dipolos magnéticos.

Quando um campo magnético é aplicado nestas espiras, ocorre o alinhamento líquido dos dipolos magnéticos e o meio se torna magnetizado. A polarização elétrica se dá na direção do campo elétrico  $E$ . Materiais que possuem magnetização paralela ao campo magnético  $B$  são chamados de paramagnéticos. Já materiais que possuem magnetização contrária ao campo magnético  $B$  são chamados de ferromagnéticos [12]. De acordo com a lei de Ampère uma carga elétrica em movimento ou corrente elétrica  $I$  produz, além deste campo elétrico, um campo magnético  $H$ .

### 2.2. Materiais Ferromagnéticos

Os materiais ferromagnéticos são aqueles que, ao serem submetidos a um campo magnético externo, apresentam uma magnetização resultante muito mais intensa que o campo aplicado e ainda mantém alguma magnetização remanente mesmo após o campo externo ser removido [13]. Este comportamento pode ser observado na forma de um laço de histerese na curva de magnetização  $B.H$  como mostrada na Figura 2.

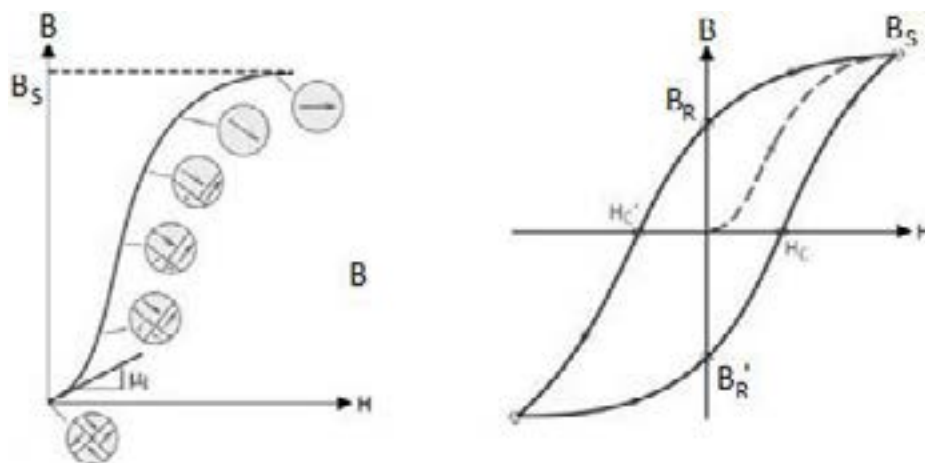


Figura 2 – (a) Curva inicial de magnetização em um grão de material ferromagnético. (b) Ciclo de histerese para um material ferromagnético inicialmente desmagnetizado. Adaptado de [13].

### 2.3. Perdas Magnéticas

Os materiais ferromagnéticos são aqueles que, ao serem submetidos a um campo magnético externo, apresentam uma magnetização resultante muito mais intensa que o campo aplicado e ainda mantém alguma magnetização remanente mesmo após o campo externo ser removido [13], [14]. Este comportamento pode ser observado na forma de um laço de histerese na curva de magnetização B.H como mostrada na.

Correntes parasitas (*eddy currents*), também conhecidas como correntes de Foucault, são induzidas em qualquer material condutor por um fluxo magnético alternado [14]. Considerando um campo alternado e um material uniforme (desconsiderando efeitos de desmagnetização, efeito pelicular, entre outros efeitos estruturais) as correntes ocorrerão como mostrado na Figura 3, perpendicularmente a direção do campo magnético variante.

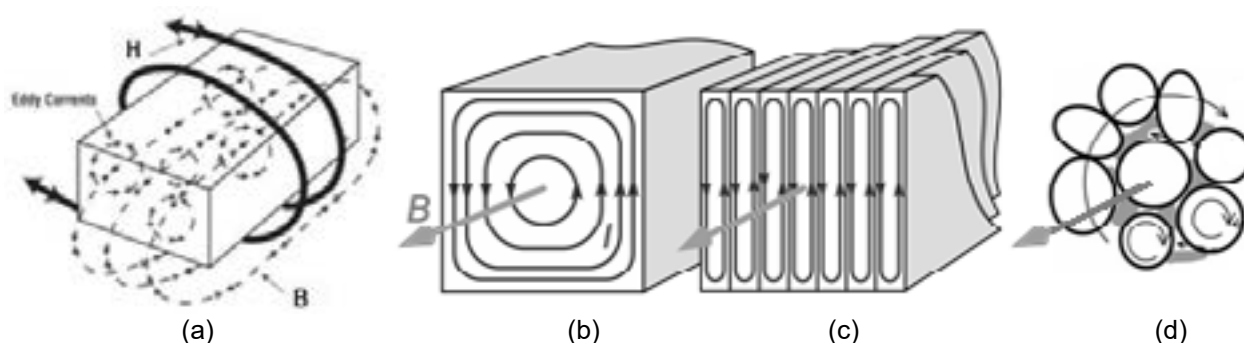


Figura 3 – (a) Ilustração de como as correntes parasitas são geradas em um material condutor. (b) Correntes parasitas em um material condutor maciço. (c) Correntes parasitas em chapas isoladas e (d) correntes parasitas em um compósito magnético particulado. Adaptado de [14].

### 2.4. Compósitos Magnéticos Macios

Fabricados pela metalurgia do pó, os materiais compósitos magnéticos macios são materiais com propriedades eletromagnéticas e que possuem dois ou mais elementos em sua composição. Estes materiais são gerados de minúsculas partículas de pó de ferro recobertas por um material dielétrico, que produz isolamento elétrico aos grãos (FIGURA 4.a). O pó de ferro atomizado é misturado com material lubrificante, colocado em uma matriz e então compactado para gerar peças “verde” de material ferromagnético, como mostra a sequência da Figura 4.c.

Após este processo o corpo moldado obtido por compactação é tratado termicamente a uma temperatura de pelo menos 200 °C e não superior à temperatura de decomposição térmica do filme isolante que recobre a partícula. No caso de um filme isolante à base de ácido fosfórico, por exemplo, a temperatura de decomposição térmica da película isolante é de 500 °C. Este tratamento térmico é realizado a fim de reduzir as distorções formadas dentro do corpo moldado durante a operação de compactação [11], [15].

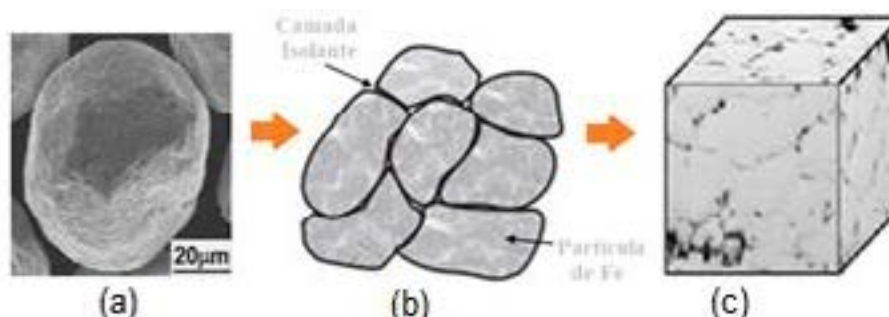


Figura 4 – Ilustração do processo de criação de um SMC. Adaptado de [15].

O revestimento isolante que separa individualmente as partículas de pó de ferro em um produto SMC é a característica fundamental desta tecnologia. Sua espessura, cobertura e resistência sob as diferentes operações de processamento são aspectos fundamentais para as propriedades de uma peça magnética. Este revestimento isolante tem como principal finalidade aumentar a resistividade e/ou atuação elétrica entre as partículas do material ferromagnético usado no SMC [2]. Na maioria



dos casos, como material ferromagnético (núcleo da partícula de SMC) utiliza-se o ferro puro, ou pó de ferro baixa liga, com distribuição de tamanho de partículas variados, produzidos por meio de técnicas tradicionais de atomização em água.

A ilustração da Figura 5 apresenta uma partícula de ferro magnético atomizado tipo Somaloy® recoberta por nano-camadas densas para isolamento entre partículas no qual utiliza um método único de processo Sol-Gel [16].

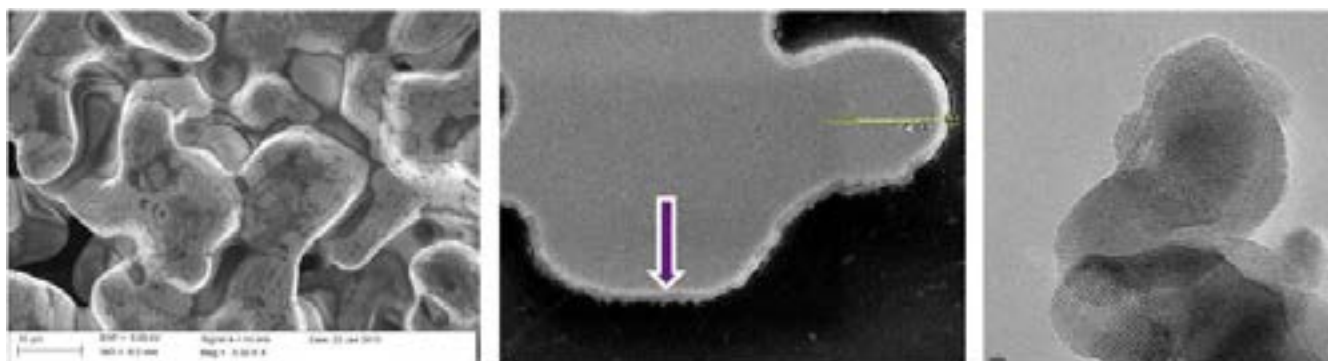


Figura 5 – Ilustração de uma partícula magnética de ferro atomizado recoberta por uma nano-camada isolante. Adaptado de [16].

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1. Partícula de Fe base

As partículas de núcleo magnético macio de ferro podem ser derivadas de um pó de ferro atomizado a água, um pó de ferro atomizado por gás ou um pó de esponja de ferro. No entanto, é preferido a utilização de um pó atomizado a água.

As partículas do núcleo magnético macio à base de ferro podem ser escolhidas de um conjunto constituído por um ferro essencialmente puro, um ferro de liga de Fe-Si com até 7% em peso (de preferência até 3% em peso de silício), um ferro liga selecionada a partir dos conjuntos formados por Fe-Al, Fe-Si-Al, Fe-Ni, Fe-Ni-Co, ou suas combinações [17]. Prefere-se um ferro essencialmente puro, e o tamanho médio das partículas devem situar-se entre 25 e 600 µm, de preferência entre 45 e 400 µm, mais preferencialmente entre 60 e 300 µm para uma boa relação permeabilidade x resistividade.

#### 3.2. Camada inorgânica (primeira camada do revestimento)

As partículas do núcleo são providas de uma primeira camada isolante inorgânica, que é de preferência baseada no fósforo. Esta primeira camada de revestimento pode ser conseguida tratando um pó à base de ferro com ácido fosfórico dissolvido em água ou em solventes orgânicos. A um solvente à base de água, agentes inibidores de corrosão e surfactantes são opcionalmente adicionados. O tratamento de fosfatação pode ser repetido. O revestimento isolante à base de fósforo inorgânico das partículas de núcleo à base de ferro é preferencialmente realizado sem qualquer adição tal como a de dopantes, inibidores de corrosão ou surfactantes [18].

#### 3.3. Camada orgânico-metálica (segunda camada do revestimento)

Pelo menos uma camada orgânico-metálica está localizada fora da primeira camada baseada em fósforo. O composto orgânico-metálico tem um carácter alcalino e também pode incluir propriedades de acoplamento, isto é, um chamado agente de acoplamento que será acoplado à primeira camada inorgânica do pó à base de ferro. A substância deve neutralizar ácidos e subprodutos ácidos em excesso da primeira camada. Se forem utilizados agentes de acoplamento escolhidos no grupo constituído por alcoxi-silanos, titanatos, aluminatos ou zirconatos, então a substância será hidrolisada e parcialmente polimerizada (alguns dos grupos alcoxi serão hidrolisados com a formação subsequente de álcool). Acredita-se também que as propriedades de acoplamento ou reticulação dos compostos orgânico-metálicos irão acoplá-los ao composto metálico ou semi-metálico na forma de partículas, o que pode melhorar a estabilidade mecânica do componente compósito compactado [17], [18].

### 3.4. Caracterização eletromagnética do SMC

O SMC da Figura 6 é preparado primeiro preparando as partículas magnéticas metálicas. A partícula magnética metálica pode ser formada, por exemplo, de ferro (Fe), uma liga à base de ferro e silício (Fe Si), liga à base de ferro e nitrogênio (FeN), liga à base de ferro e níquel (FeNi), liga à base de ferro e carbono (FeC), liga à base de ferro e boro (FeB), uma liga à base de ferro e cobalto (FeCo), uma liga à base de ferro e fósforo (FeP), ou uma liga baseada em ferro alumínio e silício (FeAlSi). Ainda, a partícula magnética metálica pode ser um metal individual ou uma liga [17], [18].

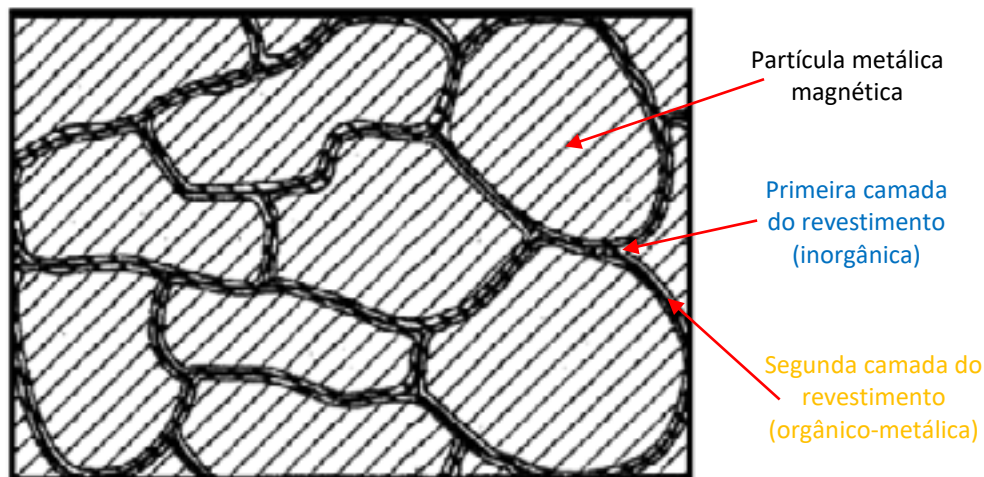


Figura 6 – SMC moldado por M/P. (a) Ilustração da partícula de ferro sendo recoberta. (b) Fina camada de dióxido de silício recobrendo a partícula após tratamento térmico. Adaptado de [17][1].

Alguns exemplos de materiais que podem ser utilizados para a camada orgânica incluem: uma resina termoplástica, tal como uma políimida; uma poliamida termoplástica; uma poliamida termoplástica-imida; sulfureto de polifenileno; poliamida-imida; polietersulfona (PES); polietilenamida (PEI) ou poliéster-cetona; uma resina não termoplástica, tal como um polietileno de alto peso molecular; um poliéster aromático absoluto ou uma poli-imida aromática absoluta; e materiais à base de ácidos superiores tais como estearato de zinco, estearato de lítio, estearato de cálcio, etc... Misturas destes também podem ser usadas [17], [18].

Obtém-se então uma mistura em pó misturando as partículas magnéticas compósitas e a substância orgânica. Não existem restrições especiais ao processo de mistura. Alguns exemplos de procedimentos que podem ser usados incluem: moinho de bolas vibratório, moinho de bolas planetário, co-precipitação, deposição química por vapor (*chemical vapor deposition*, CVD), deposição física por vapor (*physical vapor deposition*, PVD), eletrodeposição, pulverização com alto vácuo, vaporização e procedimento Sol-Gel [18].

### 3.5. Caracterização eletromagnética do SMC

A caracterização desses materiais pode ser feita por meio de corpos de prova, que proporcionaram as análises das propriedades físicas e magnéticas de cada material comparando estas com resultados existentes em literatura [3], [7]-[10].

Para o ensaio de histerese faz-se necessário a preparação da amostra, como apresentado na Figura 7, e depois na bobinagem (enrolamento de fios de cobre) de espiras primárias e secundárias no anel, conhecidas como Anel de Roland, de acordo com a norma ASTM A773/A 773M-01 [19]. O procedimento consiste em: isolar o anel com filme plástico para evitar descascamento do fio esmaltado, enrolamento de espiras secundárias AWG 26 e posteriormente novo isolamento, seguido de enrolamento das espiras primárias AWG 23.



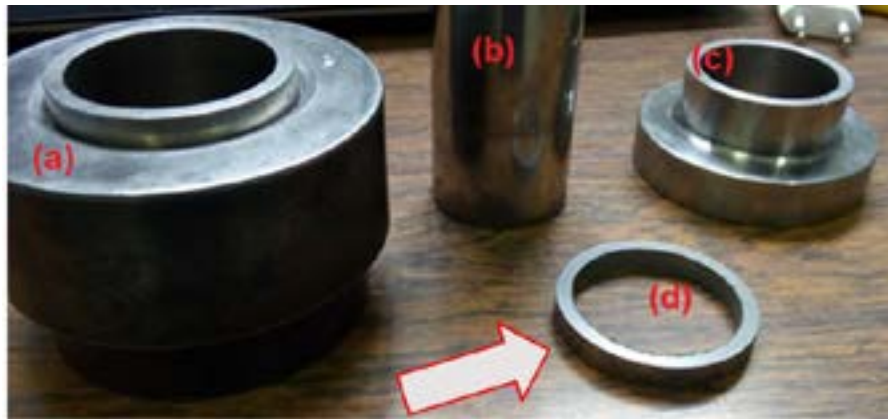


Figura 7 – Matriz para compactação dos corpos de prova na forma de anel. Assim tem-se: (a) matriz externa; (b) matriz interna; (c) punção superior; (d) anel compactado

Depois da preparação (bobinamento) da amostra, o ensaio para a obtenção da curva de histerese e magnetização é feito ainda com base nos procedimentos da norma ASTM A773/A 773M-01, sendo utilizado um equipamento e software apropriado para a aquisição dos dados (FIGURA 8), modelo TLMP-FLX-D, da empresa Global Mag.



Figura 8 – (a) Equipamento para de medição da curva de histerese e (b) software de aquisição [20].

Durante os ensaios de curva de magnetização do material, também conhecido como ensaio CC, foram utilizadas correntes de excitação de 5A com frequência de 0,05 Hz. Já para a obtenção da curva e histerese foram utilizadas frequência na faixa de 60 Hz, de acordo com as especificações do manual do fabricante [20].

#### 4. RESULTADOS

Um dos objetivos deste trabalho foi o de determinar o comportamento do fluxo magnético ( $B$ ) para materiais compósitos sinterizados. Para tanto, utilizando como referência uma imagem da estrutura cristalográfica de uma das amostras utilizadas neste estudo. Após o tratamento da imagem e a geração de contornos de cada um dos grãos foi possível dar início ao processo de criação do modelo CAD da imagem e posterior simulação deste material no software FEMM [21].

Diferentes parâmetros podem ser analisados, além das linhas de fluxo que são mais visuais. Assim, a análise do fluxo magnético induzido, em uma imagem metalográfica da amostra Somaloy 700 3P, pode ser observada na Figura 9.a, que mostra a circulação de um fluxo magnético ( $B$ ) de cima para baixo.

Já a simulação de motores de indução tem o intuito de verificar o funcionamento do motor sem que este seja montado na prática. Os resultados levantados na simulação, comparados com os parâmetros já conhecidos, propiciam uma rota de estudo de forma a possibilitar ajustes nos materiais SMC sem que haja a necessidade da construção de um novo motor.

Assim, a Figura 9.b mostra a simulação deste motor de indução trifásico, que tipicamente é montado com chapas laminadas. No caso desta simulação, os parâmetros eletromagnéticos foram substituídos pelos dados coletados anteriormente nos ensaios de curva de histerese. É possível observar um comportamento análogo do material compósito frente às chapas laminadas, ou seja, a criação dos 4 polos e os corretos fluxos magnéticos no rotor e no estator do motor. Pode-se observar na figura que a indução magnética máxima ficou próxima a 1,22 T para uma corrente de pico de 1 A.

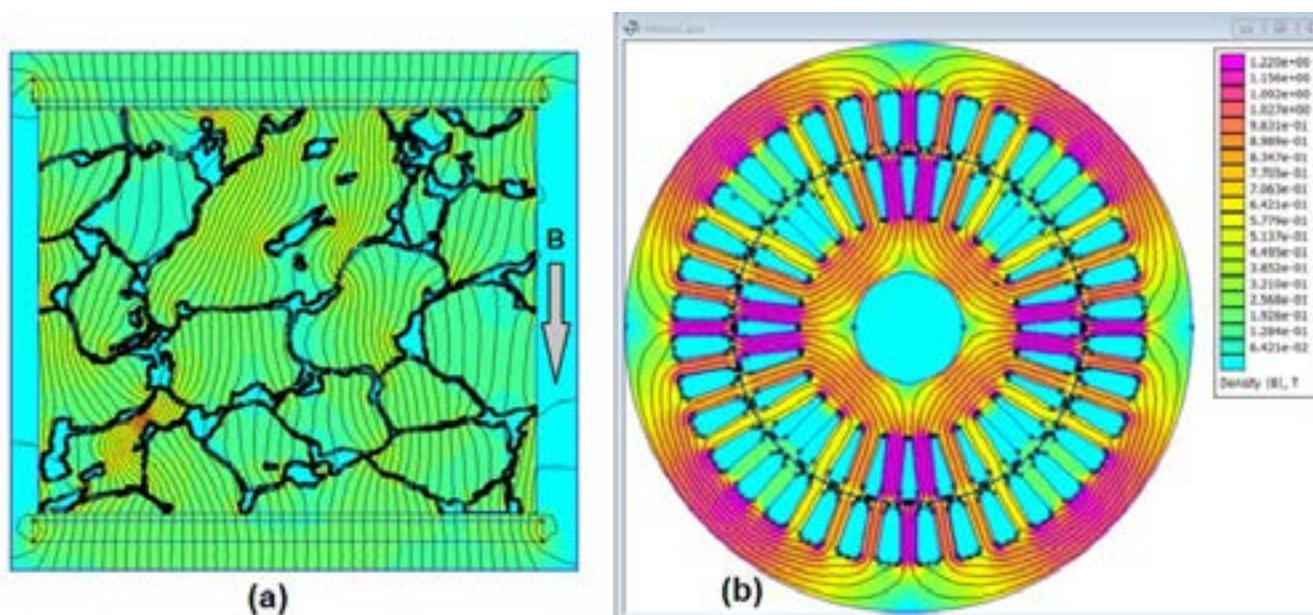


Figura 9 – (a) Campo magnético aplicado de cima para baixo, criando um fluxo magnético induzido na vertical, e (b) Simulação de um motor utilizando os parâmetros do Somaloy 700 3P.

A indução (B) na simulação do motor com SMC ficou 17 % menor que o modelo de chapas laminadas, sendo que as justificativas podem se referir a (i) presença excessiva de poros na amostra utilizada para levantamento das curvas de magnetização do material (devido a compactação da amostra) e (ii) a camada isolante muito espessa, o que aumenta a resistência eletromagnética do material, diminuindo assim sua permeabilidade magnética.

## 5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Neste estudo foram analisadas as propriedades eletromagnéticas de materiais SMC (*Soft Magnetic Composites*), criando assim um ambiente de simulação para testes em motores de indução trifásico. Por meio do desenvolvimento deste trabalho pode-se analisar as características dos compósitos magnéticos macios, tanto experimentalmente quanto por simulação, da liga Somaloy 700 3P, da empresa Höganäs AB.

A análise em fase amostral dos materiais foi utilizada para o levantamento das propriedades físicas e magnéticas, onde foi possível a comparação com valores obtidos na literatura, seja com trabalhos anteriores como também com a fabricante do material. Posteriormente, estes parâmetros foram inseridos em ambiente de simulação e o comportamento eletromagnético do material foi observado, além de um comparativo entre esta liga e os motores convencionais montados a partir de chapas laminadas.

Os resultados encontrados nas simulações apresentam um rendimento menor da liga Somaloy 700 3P, porém sua utilização um design em 3D que aumente a intensidade de campo magnético acarretará em um aumento considerável no fluxo magnético (B), se igualando aos aços laminados.



## REFERÊNCIAS

- [1] SHIZAKI, T. et al. Improving Powder Magnetic Core Properties via Application of Thin, Insulating Silica-Nanosheet Layers on Iron Powder Particles. *Nanomaterials*, v. 7, n. 1, p. 1, 2016.
- [2] SHOKROLLAHI, H.; JANGHORBAN, K. Soft Magnetic Composite Materials (SMCs). *Journal of Materials Processing Technology*. 2007, Vol. 189, pp. 1-12.
- [3] DIAS, M. M., et al. Aplicação de materiais magnéticos macios sintetizados em máquinas elétricas rotativas síncronas. 2014. *Tecnologia e Tendências. FEEVALE*. Vol 10, Nº2, 2º 2014.
- [4] UENO, T. et al. Practical and Potential Applications of Soft Magnetic Powder Cores with Superior Magnetic Properties. *SEI TECHNICAL REVIEW*, n. 82, p. 9, 2016.
- [5] CAMPOS, L. et al. Caracterização das propriedades magnéticas de materiais compósitos magnéticos macios. *Revista de Iniciação Científica. ULBRA*. São Leopoldo, RS, 2014.
- [6] LANDGRAF, F. J. G. et al. Propriedades Magnéticas de aços para fins elétricos. *Aços: perspectivas para os próximos*, v. 10, p. 109-128, 2002.
- [7] DIAS, M. M., SCHAEFFER, L., DIAS, A. M., CÉSAR, J. L. Novas Perspectivas das Máquinas Elétricas Trifásicas a Partir da Utilização de Materiais Magnéticos Macios Sinterizados. *Novo Hamburgo: Revista Liberato*, v. 6, n. 6, 2005. p. 56-65.
- [8] GUIMARÃES, F. R. Desenvolvimento de uma Máquina Síncrona Trifásica com Ímãs de Nd-Fe-B e Núcleo do Estator a partir de Fe<sub>2</sub>P Sinterizado Aplicado em aerogerador de 1kW. 2015. *Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul*, 2015.
- [9] NIADA, R. F. Desenvolvimento de um mini-motor com estator produzido por processo de metalurgia do pó. 2015. *Tese de Doutorado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul*, 2015.
- [10] RONCHI, F. P. Construção e análise do desempenho de um motor de corrente contínua utilizando materiais magnéticos macios a partir da metalurgia do pó. 2015. *Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul*, Porto Alegre, 2015.
- [11] TONTINI, G. Estudo de compósitos magnéticos moles de ferro recoberto por suspensão de nanopartículas de alumina em vidro líquido. *Tese de doutorado - Universidade Federal de Santa Catarina, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Florianópolis*, 2017.
- [12] GRIFFITHS, D. J.; COLLEGE, R. *Introduction to Electrodynamics*. USA; New Jersey, v. 4, 2012.
- [13] CULLITY, B. D. e GRAHAM, C. D. *Introduction to Magnetic Materials*. 2nd. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2009. ISBN 978-0-471-47741-9.
- [14] KOLLAR, P., et al. Power loss separation in Fe-based composite materials. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2013, 327, pp. 146-150.
- [15] HOGANAS AB. *Compostos Magnéticos Macios (Soft Magnetic Composites - SMC)*. Disponível em: <<https://www.hoganas.com/>> Acessado em: 28 maio 2018.
- [16] HOGANAS AB. *Power of Powder*. Höganäs introduction to UTMIS. 9th February, 2016. Disponível em: <<http://utmis.org.loopiadns.com/media/2016/02/H%C3%B6gan%C3%A4s-f%C3%B6retagspresentation.pdf>> Acessado em: 23 Setembro 2018.
- [17] HÖGANÄS AB. SKÅRMAN, B. *Composición ferromagnética en polvo y un procedimiento para su producción*. Número ES-2640761, PATENTE EUROPEA de 21 de maio de 2017, ESPAÑA.
- [18] SUMITOMO ELECTRIC INDUSTRIES. TOYODA, H. *Proceso para producir material magnético blando, material magnético blando y núcleo de polvo magnético*. Número ES-2381880, PATENTE EUROPEA de 01 de junho de 2012, ESPAÑA.
- [19] NORMA ASTM A773/A 773M-01 - *Standard Test Method for Direct Current Magnetic Properties of Low Coercivity Magnetic Materials Using Hysteresigraphs*
- [20] MANUAL de Instalação e Operação - *Traçador de Curvas de Histerese Magnética TLMP-TCH* Disponível em: <<http://www.globalmag.com.br>> Acessado em: 20 abril 2018
- [21] FEMM. *Finite Element Method Magnetics*. Disponível em: <<http://www.femm.info/wiki/HomePage>> Acessado em: 01 junho 2018



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## SIMULAÇÃO POR ELEMENTOS FINITOS DE UM GERADOR EÓLICO SÍNCRONO COM ROTOR DE MATERIAL MAGNÉTICO MACIO

Jeferson C. Gaio <sup>(1)</sup>

Jaime A. Back <sup>(2)</sup>

Lirio Schaeffer <sup>(3)</sup>

### RESUMO

Neste trabalho apresenta-se um estudo da utilização de elementos finitos para a simulação de geradores síncronos com núcleo de compósito magnético macio (SMC – *Soft Magnetic Composite*). Para tal, é utilizada nesta técnica a análise da variação do fluxo magnético no entreferro, por meio da simulação pelo método dos elementos finitos (FEM), através do software Ansys Maxwell. No estudo, são propostos cenários de mapeamentos e captação de resultados de fluxo, para que sejam observados os efeitos e posteriormente condições de contorno nos parâmetros operacionais da máquina. A aplicabilidade de materiais SMC em projetos de geração é então discutida, além do que, o design e desempenho ficam dependentes dos parâmetros de saída da máquina, em cenários de aplicação direta, para as devidas condições ao qual se propõe.

**Palavras chave** — Compósito magnético macio; Elementos finitos; Energias renováveis; Aerogerador.

### ABSTRACT

This work presents a study of the use of finite elements for the simulation of synchronous generators with soft magnetic composite core (SMC - *Soft Magnetic Composite*). For this, the analysis of the magnetic flux variation in the air gap is used in this technique, through the simulation by the finite element method (FEM), through Ansys Maxwell software. In the study, scenarios of mapping and capture of flow results are proposed, in order to observe the effects and later contour conditions in the machine operating parameters. The applicability of SMC materials in generation projects is then discussed, in addition, design and performance are dependent on machine output parameters, in direct application scenarios, for the proper conditions to which it is proposed.

**Key words** — Soft magnetic composite; Finite elements; Renewable energy; Wind generator.

<sup>(1)</sup>Jeferson C. Gaio, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Brasil, engenheirogaio@gmail.com

<sup>(2)</sup>Prof Jaime A. Back; Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Brasil, jaime.back@gmail.com

<sup>(3)</sup>Prof. . Dr. Ing. Lirio Schaeffer; Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Brasil, PPGE3M.



## 1. INTRODUÇÃO

O grupo dos metais magnéticos macios possui fomento de inúmeros estudos á se incluírem materiais de característico comportamento, tendo seu desenvolvimento atrelado á atuação na área da frequência, seja média ou baixa, ainda, possui propriedades significativamente melhoradas ao se comparar com a tecnologia hoje comercialmente executada dos laminados de grão não-orientado [1]. A notória propriedade que intercede o grande desenvolvimento em pesquisa é a sua particular magnéto-isotropia nas três dimensões básicas (XYZ) [2]. No geral, o projeto de uma máquina elétrica é determinado frente sua topologia de uso, desta maneira, segue-se na escolha dos materiais necessários ás condições de projeto, seguindo-se para decisão de tamanhos em variadas seções calculadas via software, desse modo, com base nos requisitos de potência e conjugado, calculam-se as verificações de uma variada gama de equações de desempenho [3]. O design da máquina se resume na aplicação de conhecimento sintético, teoria de máquinas e experiência de fabricação, desta maneira, muitos parâmetros e, dimensões determinadas, influenciaram os resultados finais de projeto.

Uma análise dinâmica transitória é proposta na metodologia de cálculo, adjunto á um design otimizado, onde a modificação de condições é necessária durante a rotação devido às variações dependentes do ângulo de rotação, combinados rotor/estator [4].

## 2. REFERENCIAL TEÓRICO

### 2.1. Metalurgia do pó (M/P)

No geral, tem-se o particulado de pó envóluto que possui uma alta resistividade elétrica, e, durante o processo fabril, este material é acondicionado e prensado sob uma matriz a qual se deseja o formato final, para então, ser tratado termicamente de maneira a recozer e curar suas ligações, assim, de maneira diminuta, tem-se uma geometria acondicionada no processo de M/P [5].

### 2.2. Gerador eólico SMC

Enquanto a forma final do núcleo se constitui uma geometria complexa, em termos construtivos, o processo de metalurgia do pó (M/P) permite sua produção viabilizada em termos econômicos, e, essa característica se aporta na combinação de fatores como, o de seus enrolamentos serem simplificados, dessa maneira, a máquina baseada em SMC é mais “poderosa” e, ainda mais fácil de fabricar, se compara da á tecnologia atual do aço elétrico [6].

Dentre os desafios, tem-se uma questão crucial, em que, para construção do modelo para geração eólica é necessário formar um núcleo de armadura acondicionado com ranhuras e afins, para esta finalidade, é fato que o aço sólido não pode ser usado dadas as perdas clássicas de *Focault*, nesse caso, se o aço elétrico comum for escolhido, a laminação deve ser adotada, em conjunto a isso, há de se ter um enrolamento em espiral para formação do conjunto [3]. Nas baixas velocidades, sistemas eólicos, demonstraram seu desempenho satisfatório, e, como características principais temos a alta eficiência e, alta relação conjugado/volume [7].

Numa análise discretizada, durante à distribuição em fluxo 2D, primeiro, este é forçado radialmente no rotor, antes de, ocorrê-lo de forma axial, enquanto, o que se permite num rotor SMC é que o caminho siga nas direções mais curtas, findando-se na opção de se ter um rotor mais compacto, o que reduz sua massa, cuja magnetização muda durante à rotação, dessa mesma maneira, em que o fluxo é capaz de se espalhar tangencial/radial, após á entrada no rotor, a densidade de fluxo média torna-se menor no rotor SMC, por consequência, esses efeitos reduzem as perdas no rotor como num todo [6].

Ao que se segue, a natureza em pó tende a beneficiar a eficiência das máquinas elétricas, todavia, características cruciais aglomeram os desafios na sua concepção, e, como indicadores de tal, tem-se a permeabilidade que é fraca, a densidade de fluxo de saturação que é reduzida, a perda histórica, a estruturação do material, que depende da acomodação entre partículas/“ligante”, o que

torna o material de certa forma “fragilizado”, ainda, a porosidade, que requer considerações em termos de corrosão e proteção, e, estes pontos são os que devem ser norteadores para os novos conceitos de design, promovendo soluções diferenciadas, as quais devem ser buscadas para se obter o ideal resultado [3].

### 2.3. Análise Finita

O método dos elementos finitos (FEM), possui a características de convergimento ante solução para qualquer problema que tenha características a ser discretizado numa gama finita de derivadas (parciais/espaciais), havendo-se para tal, condições de contorno iniciais apropriadas [8]. Na aplicação do FEM, ao solucionarem-se problemas físicos há de se iniciar na representação do volume um “número” de elementos definidos, adjunto a discretização de campo, pois, para um conjunto finito de valores, “desconhecidos” a primeira vista, torna-se possível a substituição da equação (derivada) de energia por equações matriciais, estas tais aproximações estão envolvidas com o uso de elementos não infinitesimais [9]. No geral, estes elementos possuem características dos poliedros de *Lipschitz* com facetas planas, e, em alguns casos, curvilíneas. Ainda, dada a matriciação, há-se um pequeno número autovalores negativos, desse modo, a matriz resultante tende á valores limite de *Helmholtz* [10].

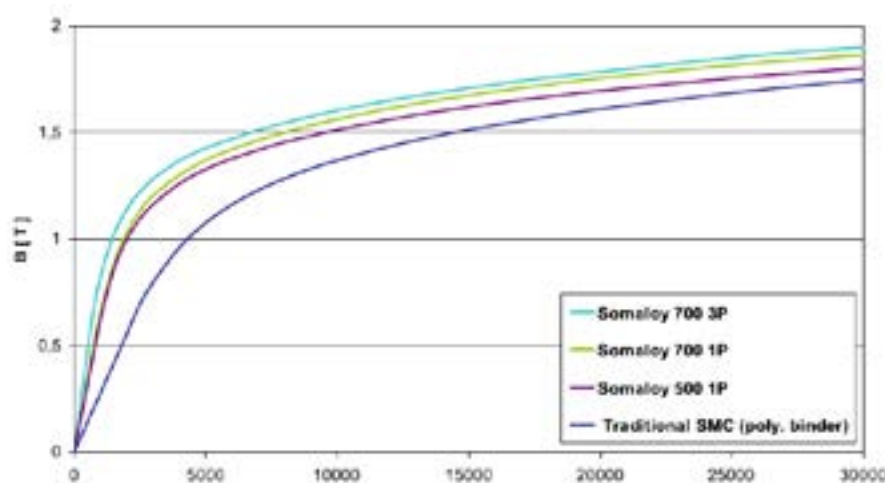
A percepção dessas geometrias diferenciais indica um caminho para a discretização das equações de *Maxwell*, e, para essas formas diferenciais hei de se garantir que as propriedades essenciais eletromagnéticas estejam indiscutivelmente preservadas, mesmo que, dispostos em ambientes discretizados estes [10]. O resultante dos campos de vetores são as representações por elementos de borda, de primeira ordem, e os escalares, para os desconhecidos nodais, de segunda ordem [8].

Na representação dos espaços de *Hilbert*, tem-se a determinação adequada para campos, que englobam as contribuições de energia de ordem magnéto-elétricas [10]. Essas equações de campo estão acopladas no circuito para os condutores, dado o caso de que em fontes de tensão aplicada, se desconhecem os valores de correntes injetados [8]. Nos problemas eletromagnéticos há-se ainda, a manipulação de graus de liberdade baseados nos vértices das geometrias de malha, e este resultado pode ser composto de descontinuidades, que são os casos particulares na simulação, dada a condição numérica de *Vlasov* [10].

## 3. MATERIAIS E MÉTODOS

### 3.1. Curva de magnetização

Para a simulação que se segue neste estudo, partiu-se dos dados apurados na Figura 1, referente á magnetização, o qual indica na curva azul marinho, o comportamento geral de um SMC.



**Figure 1:** Curvas Fluxo/Campo, magnetização. Adaptado de [11].

Conforme indicado, optou-se pelo Tradicional SMC (*poly, binder*), o qual representaria um comportamento geral aproximado, dentre as disponibilidades de mercado.



### 3.2. Análise do modelo (Rotor / estator)

A seguinte composição de dados norteia o modelo de geração de trifase:

**Tabela 1:** Parâmetros do rotor.

Parametro	Valor
Ø externo	120 mm
Ø interno	50 mm
Comprimento	65 mm
Nr. de pólos	4 und.
Nr. de ranhuras	24 und.
Material	SMC(poly+binder)
Densidade	74,5 Kg/m <sup>3</sup>

**Tabela 2:** Parâmetros do estator.

Parametro	Valor
Ø externo	180 mm
Ø interno	121 mm
Comprimento	65 mm
Nr. de pólos	4 und.
Nr. de ranhuras	30 und.
Material	Aço elétrico
Densidade	78,2 Kg/m <sup>3</sup>

### 3.3. Análise da construção computacional

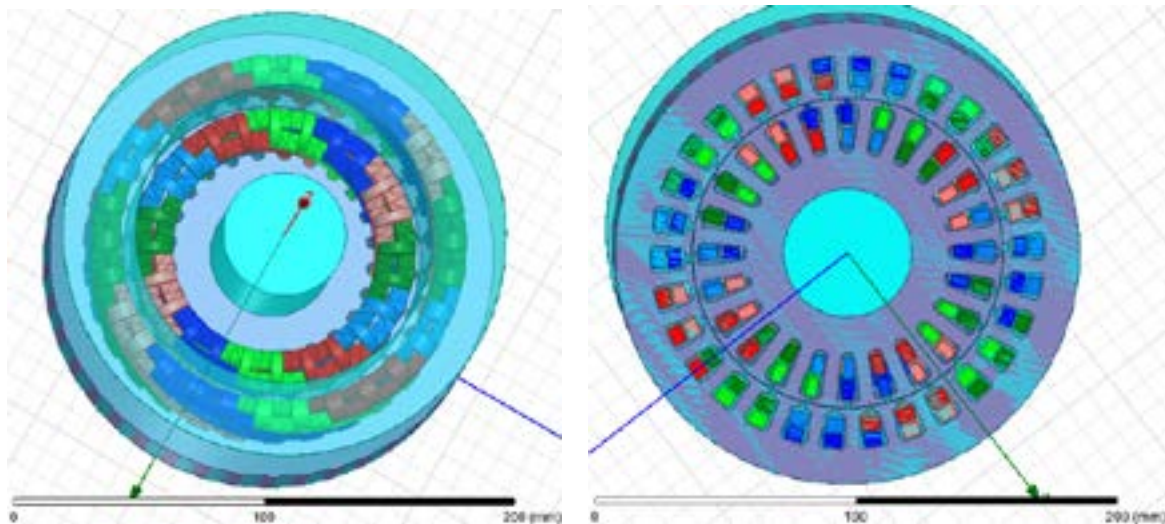
Geradores síncronos trifásicos constituem uma das principais fontes de eletricidade para uso comercial, de um modo geral, o seu funcionamento constitui ao receber energia mecânica em seu eixo, e transformá-la em elétrica, numa perspectiva analítico-constructiva, o rotor é equipado com um enrolamento multipolar, este é excitado por uma fonte CA, e o estator está equipado com um enrolamento trifásico, que possui uma distribuição espacial sinusoidal, o qual produz um campo magnético rotativo, desse modo a máquina é capaz de produzir potência ativa e/ou reativa, conforme exigido pela carga conectada aos fasores do estator [8].

O modelo da Figura 2 oferece vantagens como, operação em velocidade variável, e, capacidades de potência ativo/reactiva nos quatro quadrantes, ainda, tal sistema acaba no resultar em custos menores em relação á conversão e, perdas de energia diminutas se comparado a um sistema de geração síncrono totalmente alimentado com conversor completo [12]. Este pode ser visto também como um gerador de indução, com tensão de rotor diferente de zero [13].

Comparando-se as estruturas de um motor síncrono á um gerador, tem-se que são praticamente as mesmas, entretanto, suas relações fasoriais e, métodos de cálculo, são ligeiramente diferentes, o mesmo se entende ante os dados das características de saída, que, servem para ambos os espaços de ar sejam eles uniformes ou não, a transformação de *Schwarz-Christopher* é adotada na resolução da distribuição do campo magnético do entreferro, assim, na análise finita, para o interior da região de interesse, a função  $f(\zeta)$  mapeia da direção do eixo real para os extremos, e, se o polígono possuir ângulos internos  $\alpha$ ,  $\beta$  e  $\gamma$  [8], este mapeamento fica dado pela equação que se segue:

$$f(\zeta) = \int^{\zeta} \frac{K}{(w-a)^{[1-(\alpha/\pi)]} + (w-b)^{[1-(\beta/\pi)]} + (w-c)^{[1-(\gamma/\pi)]} \dots} dw \quad (1)$$

De maneira que, K se compõe numa constante, e,  $a \leq b \leq c$ , são valores ao longo do eixo real do plano  $\zeta$ , ao fazer isso, o fator principal da fórmula também se torna constante, e, é absorvido pela constante K, deve-se ater ainda que o ponto de infinito no método seria mapeado para o vértice com ângulo  $\alpha$ . De forma geral, tem-se o detalhamento dos enrolamentos com as malhas ilustrando-se a composição de pré-determinações adotadas para solução da máquina a qual o estudo dirige-se, na figura 2.



**Figura 2:** Vista frontal e corte perspectivado do aerogerador. [Autor].

Em sua concepção, estator e rotor devem ter o mesmo número de pólos ( $p$ ), para assim, produzirem tensões no terminal com a frequência ( $f$ ) almejada, o enrolamento do estator deverá ser excitado por correntes polifásicas balanceadas, que se podem resolver através de um conversor AC-DC-AC. A análise de potencial pode ser definida em função da posição analisada, essa condição é usada para especificar o potencial de limites, e também, pode ser usada para definir interfaces, são as chamadas condições de contorno de *Dirichlet*.

### 3.4. Análise numérica do modelo

Usando-se metodologias avançadas como o FEM, a densidade do fluxo magnético ( $B$ ) e, o campo magnético ( $H$ ), podem ser definidos por meio de superfícies de resposta, usando aproximações da série de *Taylor*. Nos resultados de simulação finita esta série é usada no loop de modo a determinar os gradientes, assim, o solucionador harmônico, baseia-se na suposição de que todos os campos eletromagnéticos pulsam com igual frequência, e ainda, possuem grandezas e fase inicial com ângulos calculados pelas equações de *Maxwell* [8].

Para materiais não lineares, a dependência entre os campos ( $H$ ) e ( $B$ ) é não linear, e ocorre em materiais moles, com histerese desprezível, simultaneamente *Maxwell* exige as curvas B.H para as principais direções, e a partir dessas, a dependência energética é extraída para cada uma das direções principais do material e é usado no processo de obtenção do tensor de permeabilidade ( $\mu$ ), não linear, utilizado na solução iterativa de *Newton-Raphson*, onde está o potencial escalar magnético, em que, torna-se uma solução particular construída [8].

$$\vec{\mu} = \begin{vmatrix} \mu_1 \cdot [1 - j \cdot \tan(\delta 1)] & 0 & 0 \\ 0 & \mu_2 \cdot [1 - j \cdot \tan(\delta 2)] & 0 \\ 0 & 0 & \mu_3 \cdot [1 - j \cdot \tan(\delta 3)] \end{vmatrix} \quad (2)$$

No cálculo da energia de campo magnético, para a solução de correntes parasitas, tem-se que, a densidade de energia no caso geral inclui as densidades de energia magnética e elétrica, assim a energia do campo magnético em CA é dada pelo que segue:

$$U = \frac{1}{4} \cdot \iiint \text{Re}[B \cdot H^*(E \cdot D^*)] \quad (3)$$

Sendo que:

- $B$  = densidade do fluxo magnético;
- $H$  = campo magnético;
- $\text{Re}$  = operação real;
- O sobrescrito \* = conjugado complexo;

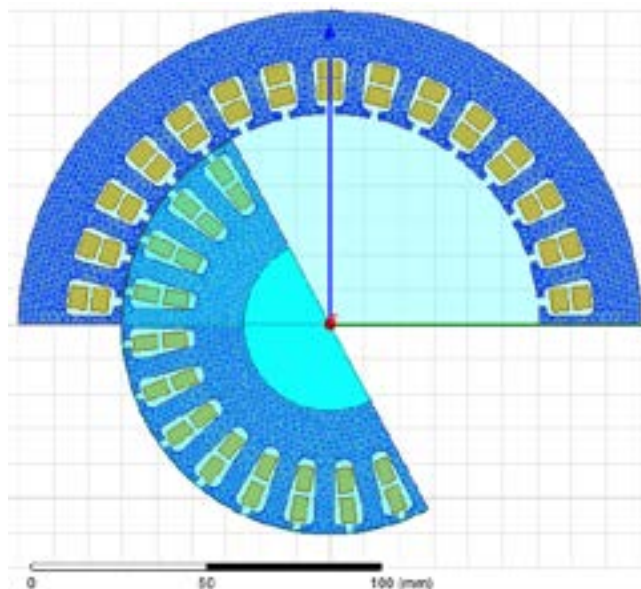
E esta, é a energia média ao longo do tempo, sendo o fator de  $\frac{1}{4}$  explicado por valores de pico para excitações.



## 4. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

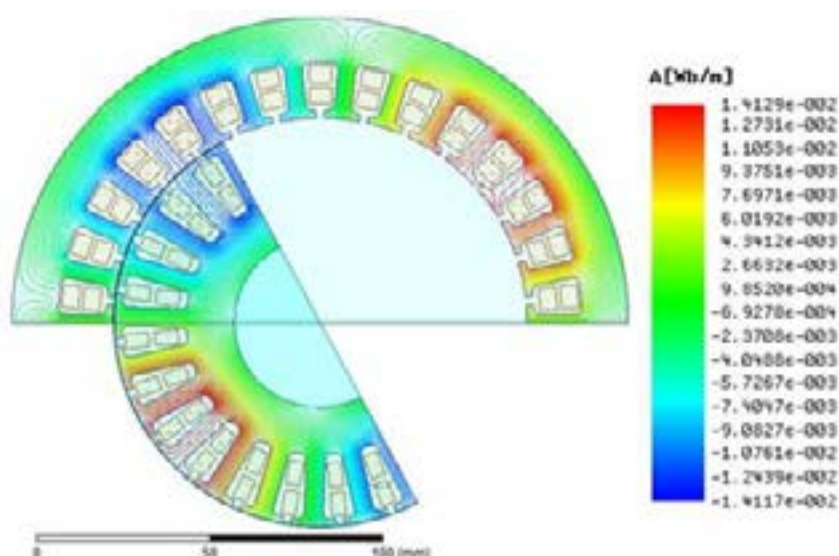
### 4.1. Comportamento do modelo

No proposto trabalho foi criado no ambiente de simulação uma maneira a testar o material SMC, e, a partir dos dados informados, realizar-se uma análise criteriosa referente ao seu uso em aerogeradores. Primeiramente, conforme tange o método, se dispôs a malha de controle para realização das análises acessórias, conforme ilustrado na Figura 3.



**Figura 3:** Vista frontal/ meia seção da malha de cálculo. [Autor].

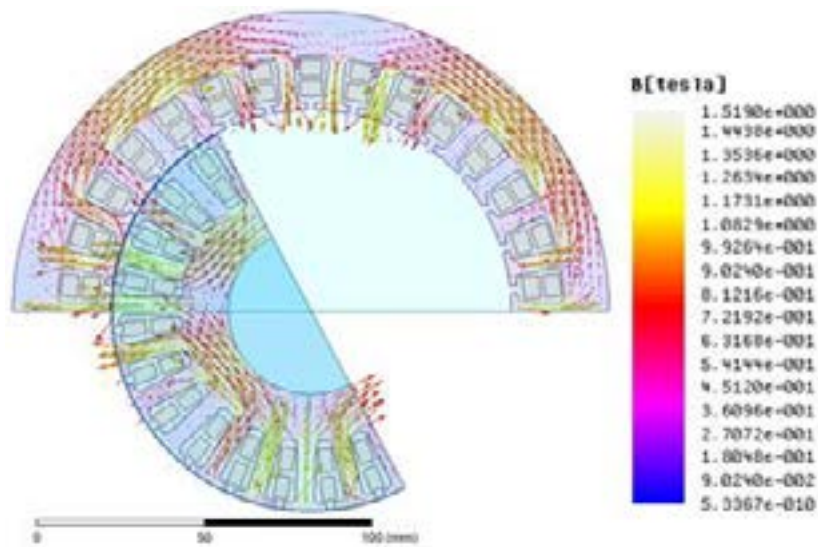
Cabe ressaltar de antemão, que no determinado sistema eólico quadripólo, quando comparada à velocidade do rotor, em que, se apresentara menor que a velocidade síncrona, as correntes do mesmo possuirão a mesma sequência de fases que as correntes no estator, e o enrolamento do rotor, desse modo, recebe energia de um conversor, entretanto quando a velocidade do rotor é maior, a sequência de fases das correntes do rotor é diferente, tão logo o enrolamento do rotor gera energia para o conversor, mantendo-se a estabilidade do sistema como um todo [14]. A partir de então, aplicado um valor constante de torque e, dada uma excitação nos enrolamentos do rotor, analisaram-se os fluxos que, ao atravessarem as espiras, produziram os fenômenos magnéticos, dos quais se registram os comportamentos, conforme segue nas imagens 4, 5 e 6.



**Figura 4:** Fluxo magnético. [Autor].

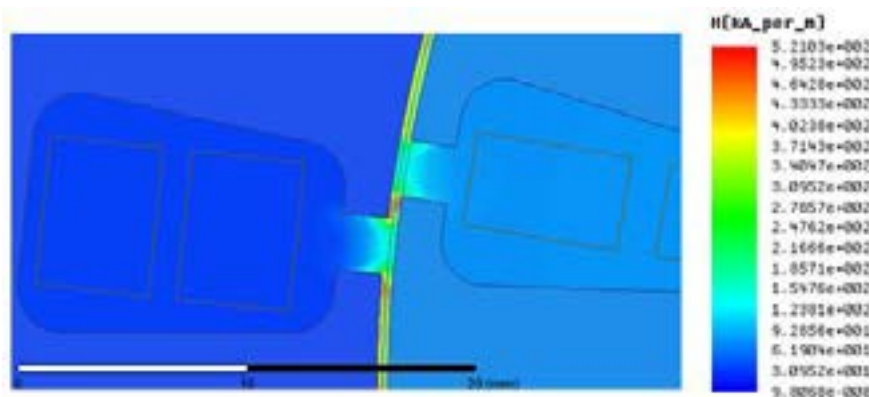
No fluxo magnético, Figura 4, em termos gerais, quantificou-se o valor em que o campo magnético “ocupa”, e este, é gerado pela movimentação de cargas elétricas nos enrolamentos do

rotor, que, decorre do fluxo através da superfície, que, se limitará em sua maior parte, nas bobinas de direta excitação. Enquanto, na densidade de fluxo magnético, Figura 5, vê-se, a mensuração da concentração direta, de maneira que, se segue nas bobinas, enroladas no entorno do material SMC, e, a partir do momento em que a corrente flui, um campo magnético passa a circular ao redor do mesmo gerando a distribuição transiente.



**Figura 5:** Densidade do fluxo magnético. [Autor].

Ainda, no campo magnético analisado, Figura 6, vê-se a concentração de magnetismo que foi criado em torno do rotor, dado o entreferro, há-se a geração do eletroímã, que cria o fenômeno fotônico.



**Figura 6:** Campo magnético. [Autor].

Nestes estados semi-estacionários magnéticos de comportamento propostos acima, campos com correntes parasitas induzidas por pulsação podem ter uma solução que tange efeitos de turbulência, e ainda esta, é uma solução que inclui efeitos de radiação eletromagnética.

#### 4.2. Comportamento de fases e desempenho

Durante seu funcionamento, há-se de indicar que o controle do “eletroímã executado” no rotor é responsabilidade de circuitos externos, e, a injeção de tensão e corrente no mesmo dar-se-á em analogia paralela á captação de dados de vento em tempo real, para assim se ter o desempenho máximo do conjunto. Como se pode analisar na Figura 7, dada à situação de torque disponibilizado no eixo ser “constante”, as formas de onda de tensão e corrente fornecidos são senodais e análogas de forma entre si. Da mesma maneira, diante da Figura 8, tem-se a saída indicada, baseada no torque e dados induzidos no estator, deve-se ter atenção do fato do comportamento da corrente não ser análogo ao da tensão, de maneira que o mesmo hei de interferir apenas no fator de potencia da maquina elétrica, justificando o rendimento identificado na Figura 9.



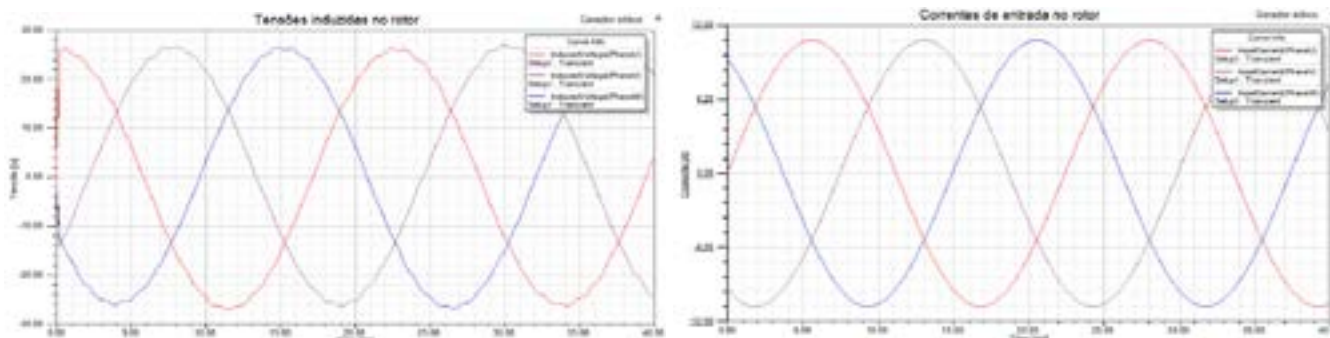


Figura 7: Tensão e correntes induzidas no rotor. [Autor].

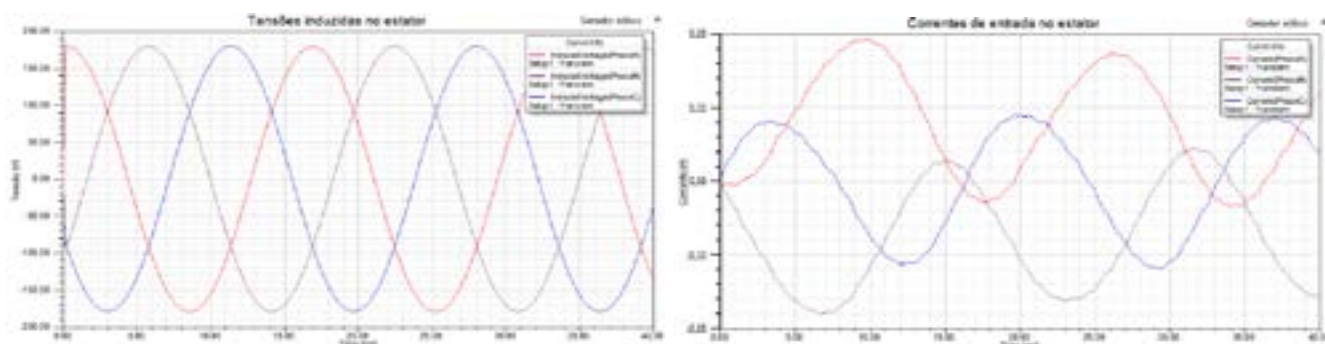


Figura 8: Tensão e correntes induzidas no estator. [Autor].

Conclui-se assim que, para a análise de desempenho do modelo, durante o seu desenvolvimento de trabalho, em velocidade, para geração, temos que, pode chegar, para condições ótimas, a uma faixa de 90.40%, o que se justifica ante suas perdas, tanto construtivas quanto de funcionamento, mas ainda assim, considera-se este parâmetro, satisfatório para o estudo.

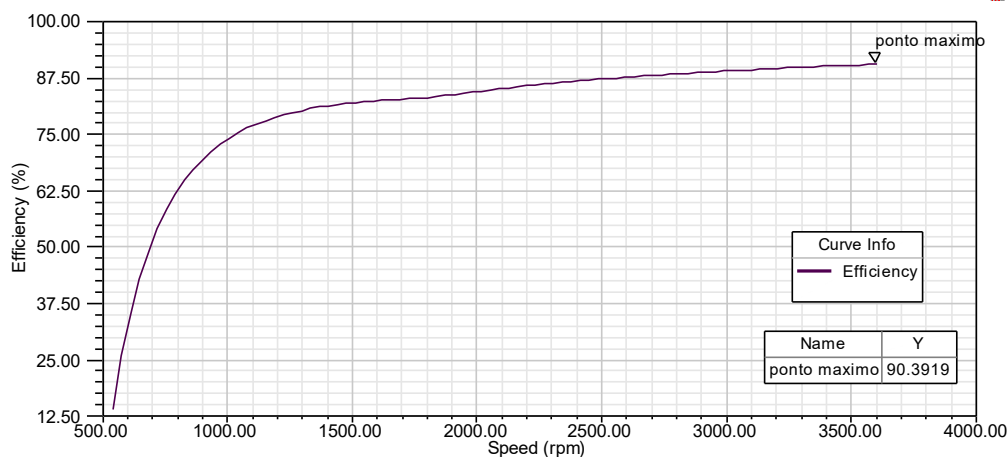


Figura 9: Eficiência do modelo. [Autor].

## 5. CONCLUSÕES

Para este estudo, analisaram-se as propriedades eletromagnéticas do material SMC, ante sua utilização em rotores de aerogeradores, e, por meio do desenvolver deste trabalho, puderam-se analisar as características dos compósitos magnéticos macios, de maneira a viabilizar sua escolha no uso comercial da grande área de energias alternativas.

A análise iniciou-se com a coleta das propriedades físico/magnéticas intrínsecas, fornecidas por estudos já desenvolvidos, sendo inseridos no ambiente de simulação e, seus comportamentos eletromagnéticos encontrados em design de fluxo 3D, que, ao que se visualizou, aumentara-se a intensidade de campo magnético, que, acarretou em um aumento considerável no fluxo magnético, superando-se nesta característica ante aos aços laminados.

Em suma o modelo trabalhado tem foco para ser usado a fim de compreender o dinamismo interno do conversor de energia, e, a simulação tem como base o pressuposto de que a frequência conversor é ideal, e assim, tem-se como parâmetro fixo simulado a tensão controlável.

## 6. AGRADECIMENTOS

O autor gostaria de agradecer aos professores que tornaram esta pesquisa uma motivação para aprofundamentos e, um exemplo de desenvolvimento numérico para a gama das aplicações de máquinas elétricas, ainda assim, para o desenvolvimento mais aprofundado das energias alternativas.

## 7. REFERÊNCIAS

- [1] L.O. Hultman and A.G. Jack, "Soft magnetic composites-materials and applications," Conference Record of the 2003 IEEE Industry Applications Society, pp 516-522, October 2003.
- [2] Y. Guo, J.G. Zhu, Peter A. Watterson, and W. Wu, "Comparative study of 3-D flux electrical machines with soft magnetic composite cores," IEEE transactions on Industry Applications, Vol. 39, No. 6, pp 1696-1703, November/December 2003.
- [3] CHEN, Yicheng; PILLAY, P.. Axial-flux PM wind generator with a soft magnetic composite core. Fourtieth IAS Annual Meeting. Conference Record Of The 2005 Industry Applications Conference, 2005., [s.l.], p.231-238, 2005. IEEE.
- [4] OHNISHI, T.; TAKAHASHI, N.. Optimal design of efficient IPM motor using finite element method. IEEE Transactions On Magnetics, [s.l.], v. 36, n. 5, p.3537-3539, 2000. Institute of Electrical and Electronics Engineers (IEEE).
- [5] T. Henneron, S. Clenet, Jcros, and P. Viarouge, "Evaluation of 3D finite element method to study and design a soft magnetic composite machine," IEEE Transactions on magnetics, Vol. 40, NO. 2, pp 786-789, March 2004.
- [6] FLEISCHER, Erik; HOFMANN, Wilfried. Application of soft magnetic composites in active magnetic bearings. Iacon 2011 - 37th Annual Conference Of The IEEE Industrial Electronics Society, [s.l.], p.1770-1776, nov. 2011.
- [7] Yicheng Chen, Pragasen Pillay, and Azeem Khan, "PM wind generator comparison of different topologies," Conference Record of the 2004 IEEE Industry Applications Society, pp 800-807, October 2004.
- [8] ANSYS. Manual Ansys Maxwell 2012. Disponível em: <<http://ansoft-maxwell.narod.ru/english.html>>
- [9] COGGON, J. H.. ELECTROMAGNETIC AND ELECTRICAL MODELING BY THE FINITE ELEMENT METHOD. Geophysics, [s.l.], v. 36, n. 1, p.132-155, fev. 1971. Society of Exploration Geophysicists.
- [10] HIPTMAIR, R.. Finite elements in computational electromagnetism. Acta Numerica, [s.l.], v. 11, p.237-339, jan. 2002. Cambridge University Press (CUP).
- [11] ANDERSSON, Ola; HOFHECKER Paul. Advances in Soft Magnetic Composites – Materials and Applications. 2009. Höganäs AB, S-263 83 Höganäs, Sweden. North American Höganäs, 111 Höganäs Way; Hollsopple, PA 15935-6416, USA.
- [12] XU, L.; CARTWRIGHT, P.. Direct Active and Reactive Power Control of DFIG for Wind Energy Generation. IEEE Transactions On Energy Conversion, [s.l.], v. 21, n. 3, p.750-758, set. 2006. Institute of Electrical and Electronics Engineers (IEEE).
- [13] LEI, Y. et al. Modeling of the Wind Turbine With a Doubly Fed Induction Generator for Grid Integration Studies. IEEE Transactions On Energy Conversion, [s.l.], v. 21, n. 1, p.257-264, mar. 2006. Institute of Electrical and Electronics Engineers (IEEE).
- [14] MIHET-POPA, L.; BLAABJERG, F.; BOLDEA, I.. Wind Turbine Generator Modeling and Simulation Where Rotational Speed is the Controlled Variable. IEEE Transactions On Industry Applications, [s.l.], v. 40, n. 1, p.3-10, jan. 2004. Institute of Electrical and Electronics Engineers (IEEE).





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## AVALIAÇÃO DA POSSIBILIDADE DE SUBSTITUIÇÃO DO ÓLEO DIESEL POR GÁS NATURAL EM GERADORES EM UMA EMPRESA DO VALE DO PARANHANA

Fabio Silva de Oliveira <sup>(1)</sup>  
Tainá Caroline Jacobsen <sup>(2)</sup>  
José de Souza <sup>(3)</sup>

### RESUMO

Este artigo apresenta um estudo da possibilidade de substituição do gerador a diesel por um gerador a gás natural. O gás natural atualmente se destaca pela disponibilidade, acessibilidade e versatilidade de recursos no setor de geração de energia. Deste modo, o presente artigo tem o intuito de identificar a possibilidade de implantação de um gerador a gás natural em uma empresa localizada no Vale do Paranhana. Para isso, se fez um levantamento das características de consumo de energia a partir do demonstrativo de utilização disposto pela concessionária do serviço público de energia elétrica e do consumo do gerador a diesel utilizado na empresa, estes dados serviram de base para análise de custos e retorno de investimento, avaliando o uso em período total de 24h e no horário de maior consumo de energia elétrica, conhecido como “horário de ponta”, este é dado por um período de 3h/dia. Os resultados apontam que a substituição do recurso atual seja viável. E que suas possibilidades são dadas por redução de custos, redução de impactos ambientais, e independência futura na geração de energia fabril.

**Palavras chave — Diesel. Gás natural. Gerador.**

<sup>(1)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; Faculdades Integradas de Taquara (FACCAT), Taquara/RS – Brazil, [fabiooliveira@sou.faccat.br](mailto:fabiooliveira@sou.faccat.br)

<sup>(2)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; Faculdades Integradas de Taquara (FACCAT), Taquara/RS – Brazil, [tainajacobsen@sou.faccat.br](mailto:tainajacobsen@sou.faccat.br)

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Fundação Liberato, Novo Hamburgo/RS - Brazil, [josesouza@liberato.com.br](mailto:josesouza@liberato.com.br)

## 1. INTRODUÇÃO

A geração de energia elétrica continua a ser um pré-requisito para o desenvolvimento em qualquer país. A abundância e sua qualidade de queima fazem do gás natural o favorito para alimentar as plantas de geração de energia elétrica. O aumento crescente da população tem por consequência o aumento da demanda de energia elétrica. O uso eficiente de energia envolve o uso racional e eficaz dos recursos naturais, envolvendo o uso de fontes de energia renováveis e alternativas, o aumento da eficiência energética na produção e o consumo final de energia. O gás natural já fornece cerca de um quinto da produção de energia de todo o mundo, obtendo este desenvolvimento notável em poucos anos, com o aumento da disponibilidade, acessibilidade e versatilidade dos recursos de gás dos países e a construção de longa distância (MURTALA, NWAHOHA & OLAGOKE, 2013).

A importância do gás natural na matriz energética do mundo já é grande e deve continuar a crescer nas próximas décadas. Sua participação na oferta de energia primária em 2007 foi de 20,9% e deve aumentar para 21,2% em 2030 (Agência Internacional de Energia - IEA, 2009).

Segundo dados mais recentes do Balanço Energético Nacional (BEN, 2015), dentre os combustíveis alternativos, é evidente a evolução do gás natural no consumo total de fontes primárias de energia no Brasil, tendo que a média diária de produção do ano foi de 87,4 milhões de m<sup>3</sup>/dia, que fez com que o gás natural atingisse um patamar de 13,5% na matriz energética nacional. Dados ainda indicam que em 2014 o gás natural destinado à geração de energia elétrica alcançou na média 51,7 milhões m<sup>3</sup>/dia, com um crescimento de 20,9% ao ano de 2013.

Segundo a ANP - Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Bicomcombustível, na década de 80, ocorreu à elaboração do Plano Nacional de Gás Natural, que tinha como principal objetivo a substituição do óleo diesel pelo gás natural para o uso de transportes, porém na época o derivado não era produzido em volumes suficientes em refinarias nacionais para atender a demanda brasileira, conseqüentemente, o setor de transporte atual conta basicamente com veículos propelidos por motores do ciclo diesel.

A possibilidade de substituição de diesel por gás natural é comprovada por diversos equipamentos já disponíveis no mercado, se tem atualmente geradores de ciclo otto, onde a substituição de combustível líquido para gasoso é total, estes equipamentos são disponibilizados geralmente por um custo mais elevado de investimento inicial, porém o retorno em longo prazo é compensatório sendo que também há a opção de substituição parcial utilizando geradores de ciclo diesel onde são consumidos os dois combustíveis ao mesmo tempo. Geradores operando no modo diesel/gás podem apresentar rendimento superior ao do diesel, como o obtido em geradores Otto, os quais são dedicados ao gás natural (MACLEAN & LAVE, 2002).

O presente artigo destaca o uso do diesel e do gás natural atualmente na geração de energia nas empresas. Através de pesquisas científicas busca-se mensurar as vantagens e a viabilidade econômica de implantação de um gerador a gás natural em uma empresa localizada no Vale do Paranhana, onde atualmente é utilizado um gerador a diesel em horários de ponto, para isto, realizou-se o levantamento das características de consumo de energia a partir do demonstrativo de utilização disposto pela concessionária do serviço público de energia elétrica e do consumo, e potência deste gerador, estes dados serviram de base para análise de custos e retorno de investimento, e avaliação da possibilidade de substituição do atual gerador por um gerador a gás natural.

## 2. REVISÃO TEÓRICA

### 2.1. Atratividade do gás natural na geração de energia elétrica

De acordo com Tsai e Gülen (2017, p.21), a atratividade do gás natural é reconhecida inclusive nos Estados Unidos, em estudo publicado objetivava-se o aumento das receitas, e a aposentadoria do carvão na geração de energia no país, porém, em 2016 a avaliação dos preços do gás natural não foi satisfatória a economia, e desta forma incentivaram a maior geração de instalações de carvão e energias renováveis. São previstas reformas entre 2019 e 2025, onde a geração de gás natural começa a aumentar em 2021, ainda comparada ao carvão as receitas não são boas, porém a mudança de cenário prevê a aposentadoria de um grande volume de capacidade nuclear através do



gás natural.

Já no Brasil, desde os anos 90, o governo brasileiro vem sinalizando ações para incentivo do uso de gás natural para geração de energia. Com o aumento considerável nas reservas nacionais de gás natural e a possibilidade de integração com os países vizinhos, principalmente Argentina e Bolívia. O motivo dos incentivos de utilização de gás natural em geração de energia tem ligação direta com a crise de energia no país no ano de 1999 que além de criar problemas para o uso doméstico, também prejudicou empresas em grande escala (SOARES, 2004).

A possibilidade de autoprodução de energia elétrica é um grande atrativo para os consumidores de alta tensão, pelo consumo de gás natural. É comum hoje em dia encontrarmos empresas que utilizam a substituição de energia convencional por geradores a diesel. Grande parte das empresas utiliza pelo menos 3 horas por dia de energia obtida por geradores. O uso de gás natural em substituição neste grupo de geradores pode contribuir com redução nos custos com energia contando que a prestadora de serviços de energia tem como iniciativa própria redução nos custos de abastecimento para empresas que geram sua própria energia em horário de pico.

Atualmente as usinas diesel instaladas no país que possuem autorização para fornecer energia elétrica à rede correspondem a 25% da potência total das usinas termelétricas nacionais. O uso do diesel somente se justifica em ocasiões especiais, já o gás natural tem como atrativo o seu preço, o que estabelece uma oportunidade interessante em relação aos geradores a diesel. Converter o gerador a diesel para o gás natural configura um aumento de energia elétrica, pois consome um energético de baixo custo, deste modo o gerador poderia ter funcionamento permanente e não eventualmente (PEREIRA et al, 2005).

## 2.2 Gás Natural

O gás natural é uma mistura de hidrocarbonetos leves, principalmente metano (CH<sub>4</sub>), formado a partir da decomposição de matéria orgânica. Podendo encontrar em sua composição: etano, propano, butano, hexano e pequenas quantidades de compostos parafínicos mais pesados.

O gás associado é encontrado dissolvido no petróleo cru e/ou formando uma camada protetora gasosa sobre ele (gás livre). Quanto mais fundo for o poço, encontra-se mais gás do que petróleo. No Brasil, cerca de 65% das reservas de GN e 85% de sua produção é de gás associado, e em todo mundo cerca de 40%. Já o gás não-associado é encontrado em depósitos subterrâneos, não acompanhados de hidrocarbonetos em sua fase líquida (PBGÁS, 2009).

O gás natural é incolor, inodoro e inflamável, desta forma no processo de distribuição, por medida de segurança é adicionado compostos à base de enxofre, em concentrações necessárias à caracterização de um cheiro marcante. O processo é conhecido como odorização.

Ainda pode-se destacar que o gás natural possui a queima mais limpa do que outros combustíveis de hidrocarbonetos, como por exemplo, o carvão e o petróleo, produzindo menos dióxido de carbono por unidade de energia liberada, criando impactos ambientais significativamente menores se comparados (MURTALA, NWAHOHA & OLAGOKE, 2013).

Segundo a Resenha Energética Brasileira (2015), a demanda de gás natural em 2014 declinou se comparada a 2013. Em 2013 a demanda esteve alta principalmente pela geração de energia elétrica pública. Foram constatados que o volume de gás reinjetado e não aproveitado, a disponibilidade de gás para os usos setoriais tiveram recuo de 14,3% sobre 2014 em volume, sendo assim o gás natural é combustível que deve ser mais utilizado e explorado pelos setores industriais.

## 2.3 Motor ciclo Otto

Os motores de ciclo otto têm como princípio de funcionamento uma relação ar-combustível em sua câmara de combustão, essa relação ocasiona uma explosão química que é dosada corretamente.

Estes motores são de simples operação e fácil manutenção, além do fato de se adequar às necessidades de aplicabilidade futura com gás de síntese. Bem como se tem maior viabilidade

econômica, uma vez que possui maior taxa de retorno, menor custo de geração de energia e menor custo de investimento específico, comparadas com outras tecnologias (FIGUEIREDO et al, 2013).

Em motores de combustão interna como no caso do grupo de geradores com motor otto, o gás natural apresenta um menor consumo e uma maior eficiência. O gás natural é considerado um combustível extremamente viável, uma das questões a favor de sua utilização se trata por ser uma fonte de energia alternativa. Uma fonte que pode ser criada através de fontes como petróleo. Outra questão ao seu favor é que se apresenta em abundância energética mundial (CARVALHO, 2011).

## 2.4 Comparativo entre gerador a Gás Natural e Diesel

Segundo Tarnapowicz e Galkin (2016, p.172), há pouco tempo acreditava-se nos geradores a diesel, como sendo confiáveis e baratos, porém, estes foram nomeados como barulhentos e com grande emissão de compostos tóxicos se comparados aos gerados a gás natural. Quanto à durabilidade de geradores, os a diesel são mais duráveis comparados aos de gás natural. Porém as novas tecnologias prometem aumento de eficiência, aumentando simultaneamente a viabilidade e durabilidade. Discorrem ainda quanto às vendas mundiais de grupos de geradores, que atualmente são de 82% a diesel e 12% a gás natural, e que a previsão é de que nos próximos dez anos estes fiquem nivelados.

Segundo o Bertinotti (2016), na substituição de geradores a diesel por geradores a gás natural, pode-se obter uma drástica redução de custos em horários em que a energia elétrica é mais cara. A tabela 1 apresenta um comparativo estudado no guia de cogeração e geração de energia elétrica a gás natural, que trabalha na ideia de trazer com a economia ainda uma grande confiabilidade para o empreendimento.

**Tabela 1:** Gerador gás natural x gerador diesel.

<b>Gerador Gás Natural</b>	<b>Gerador Diesel</b>
Menor custo operacional em relação ao diesel	Maior custo operacional em relação ao gás
<i>Overhaul</i> ocorre 48.000 e 60.000 horas de operação	<i>Overhaul</i> ocorre entre 12.000 horas e 15.000 horas
Resiste blocos de carga entre 25% a 30% da potência nominal sem grandes variações	Resiste blocos de carga de até 70 % da potência nominal
Combustível limpo o que facilita obtenção de licenciamento ambiental e não necessita de lavador de gases	Necessidade de estocar combustível
Combustível não necessita de estocagem	Pode demandar sistema de limpeza de gases de exaustão

Fonte: Adaptado de Bertinotti, (2016).

Conforme a tabela 1, o gerador a diesel por ter torque e combustão superior ao do gás natural, proporciona uma maior eficiência energética. No entanto pode ser evidenciado que o gerador a gás natural tem como benefícios armazenamento de combustível, ruído, emissão de poluentes, menor custo operacional, proporciona uma viabilidade de aplicação como fonte única, isto é, enquanto somente se vê vantagem na utilização do gerador a diesel em horários de ponta, o gás natural tem viabilidade de uso somente se utilizar 24 horas do recurso para geração de energia. Desta forma devemos realizar cálculos de retorno e estudo de mercado para avaliar se este investimento contribui com o empreendimento.



## 2.5 Fatores Econômicos

Conforme os dados da tabela 1, o gerador a gás natural possui diversas vantagens comparadas ao diesel. Porém, a viabilidade financeira deve ser avaliada. Existem diversos métodos para a análise econômica de investimentos em energia. O método do Tempo de Retorno (PP) é um dos cálculos que fornecem diagnósticos energéticos, este cálculo utiliza um método simples, e que possui um conceito de fácil assimilação (MAUAD, FERREIRA & TRINDADE; 2017). O período de retorno é representado em um intervalo de tempo no qual investimento deve ser recuperado. O PP pode ser calculado pela fórmula:

$$PP(\text{anos}) = \frac{CI}{(PA \times V) - O\&M} \quad (1)$$

Onde:

CI: Custo total para instalação do sistema de geração de energia [R\$];

PA: Produção anual de energia [kWh/ano];

V: Preço de mercado da energia [R\$/kWh];

O&M: Custos de manutenção e operação, incluindo substituições e renovações durante o tempo de vida do sistema [R\$/ano].

## 3. MATERIAIS E MÉTODOS

O presente artigo confere dados de consumo de energia de uma empresa do Vale do Paranhana, a empresa consome uma energia anual média de 433142 kWh, esta energia é calculada com base no demonstrativo de utilização de energia disponibilizado pela empresa, bem como a energia gerada pelo gerador em horário de ponta. O custo médio anual total de consumo de energia atualmente na empresa é de R\$ 258.210,08. Tendo assim, uma energia de 392.037 kWh advinda da rede pública de energia com custo anual de R\$ 214.638,78, e um uma energia gerada em horário de ponta pelo gerador de 41.105 kWh que possui um custo anual de R\$ 43.571,30.

Neste período avaliado, somente nos primeiros meses do ano a tarifa de configuração foi de bandeira verde durante, os meses seguintes obtiveram ao menos dez dias de bandeira vermelha, e o restante do mês bandeira amarela.

Com base na extração de dados da empresa, se tem o objetivo apurar a viabilidade desta empresa utilizar um gerador que possua como combustível o gás natural. Tendo em vista o aumento atual do diesel, comparado a estabilidade atual do custo do gás natural, portando como alternativa a substituição do gerador a diesel, pelo gerador a gás natural.

### 3.1 Utilização do serviço público de energia elétrica

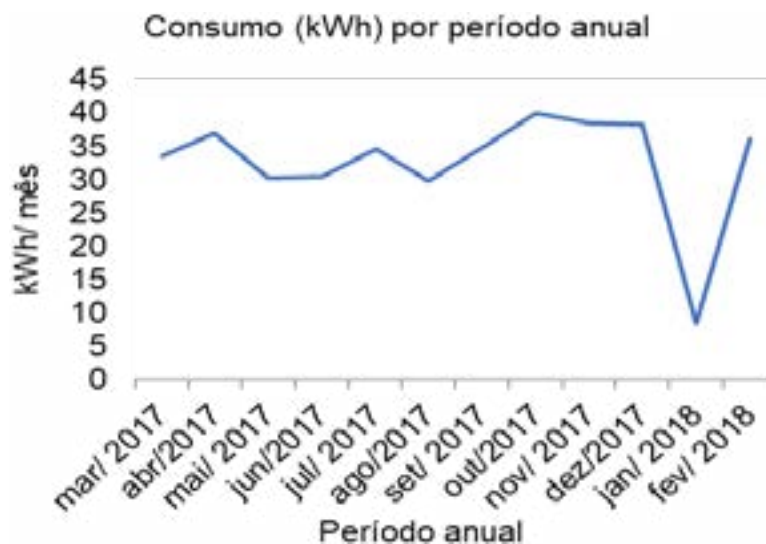
Conforme os dados do demonstrativo de utilização da empresa, no período de março de 2017 a fevereiro de 2018, a empresa consumiu em horário fora de ponta uma média de 32669,75 kWh mensais, como apresentado na tabela 1, custando um valor médio de energia de R\$ 17.886,56 mensais. A tabela 2 apresenta o consumo em quilowatt-hora em períodos anuais, o preço médio de energia já com impostos, descrevendo igualmente o valor de consumo mensal, e os dias calculados de consumo.

**Tabela 2:** Demonstrativo de utilização de uma empresa do Vale do Paranhana.

<b>Demonstrativo de utilização</b>				
<b>Período anual</b>	<b>kWh</b>	<b>Preço médio</b>	<b>Valor (R\$)</b>	<b>Dias</b>
mar/2017	33457	R\$ 0,52	R\$ 17.397,64	29
abr/2017	36967	R\$ 0,54	R\$ 19.962,18	31
mai/2017	30249	R\$ 0,53	R\$ 16.092,47	31
jun/2017	30567	R\$ 0,56	R\$ 17.117,52	29
jul/2017	34578	R\$ 0,54	R\$ 18.672,12	33
ago/2017	29941	R\$ 0,57	R\$ 17.066,37	29
set/2017	34924	R\$ 0,56	R\$ 19.557,44	33
out/2017	39942	R\$ 0,58	R\$ 23.166,36	28
nov/2017	38547	R\$ 0,54	R\$ 20.815,38	31
dez/2017	38282	R\$ 0,58	R\$ 22.203,56	33
jan/2018	8506	R\$ 0,45	R\$ 3.827,70	29
fev/2018	36077	R\$ 0,52	R\$ 18.760,04	29
Média	32669,75	R\$ 0,54	R\$ 17.886,56	30

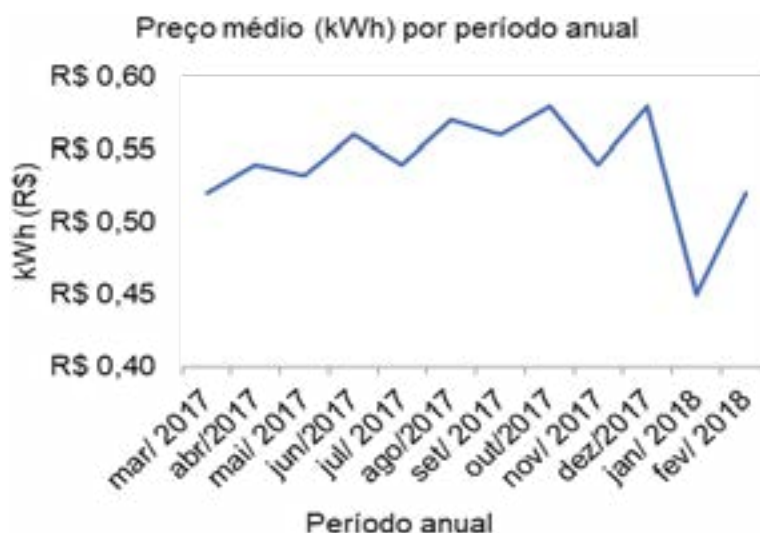
Adaptação de dados de uma empresa do Vale do Paranhana.

Os dados presentes na tabela 2 tratam de um período no qual a empresa optou por utilizar a rede de energia somente em horário fora de ponto. O horário de ponto é instituído pela concessionária do serviço público de energia elétrica, como sendo das 18h às 21h, período no qual a empresa faz uso de um gerador a diesel. Os gráficos abaixo, facilitam a visualização e discussão de alguns dados expostos na tabela 2.

**Figura 1:** Demonstrativo de consumo de uma empresa do Vale do Paranhana.

O gráfico da figura 1, faz uma relação de consumo (kWh), por períodos anuais, o que pode ser observado uma grande queda de consumo no mês de janeiro de 2018. Esta queda é devido às férias coletivas, e fechamento da empresa por um período de vinte dias, observa-se também uma alta de consumo nos períodos entre outubro de 2017 e dezembro de 2017, estas altas são dadas pelo setor de consumo.





**Figura 2:** Demonstrativo de consumo de uma empresa do Vale do Paranhana.

O gráfico da figura 2, apresenta o preço médio (kWh) por período anual, neste gráfico é possível observar, os dados expostos anteriormente, confirmando o fato, dos primeiros períodos do ano, a tarifa de configuração de bandeira foi verde, os seguintes obtiveram ao menos dez dias de bandeira vermelha, e o restante do mês bandeira amarela.

Conforme a Aneel - Agência Nacional de Energia Elétrica (2017), desde o ano de 2015, às contas de energia passaram a ter o chamado Sistema de Bandeiras Tarifárias, que são divididos em: verde, amarela e vermelha. Estas indicam se haverá ou não acréscimo no valor da energia a ser repassada ao consumidor final, em função das condições de geração de eletricidade. Estas modalidades apresentam como característica:

**Bandeira verde:** corresponde às condições favoráveis de geração de energia, onde a tarifa não sofre acréscimo;

**Bandeira amarela:** correspondem às condições de geração menos favoráveis, onde a tarifa sofre acréscimo de R\$ 0,010 para cada quilowatt-hora (kWh) consumidos;

**Bandeira vermelha - Patamar 1:** corresponde às condições mais custosas de geração, onde a tarifa sofre acréscimo de R\$ 0,030 para cada quilowatt-hora kWh consumido.

**Bandeira vermelha - Patamar 2:** corresponde às condições ainda mais custosas de geração, onde a tarifa sofre acréscimo de R\$ 0,050 para cada quilowatt-hora kWh consumido.

Tendo que todo consumidor dependente das concessionárias de energia elétrica pública, estão impostos ao Sistema de Bandeiras Tarifárias, com exceção daqueles localizados em sistemas isolados. Desta forma, a empresa em estado atual está disposta a pagar as tarifas de configuração da rede elétrica pública. O gráfico da figura 3, apresenta os custos gerados mensalmente por esta disposição à pagamento de tarifas.



**Figura 3:** Demonstrativo de consumo de uma empresa do Vale do Paranhana.

O gráfico 3 apresenta os custos totais mensais gerados por período anual, estes custos são em estado normal entre R\$ 15000,00 e R\$ 25000,00, são custos altos, os quais ainda não permitem com que a empresa utilize somente desta energia por questões financeiras, já que segunda a Aneel, o valor Tarifa Branca varia em três horários: ponta, intermediário e fora de ponta. Na ponta e no intermediário, a energia é mais cara. Fora de ponta é mais barata, o que justifica a utilização do gerador a diesel nestes horários.

A empresa atualmente possui um consumo médio mensal em horário de ponta de 3425 kWh, custando uma média mensal de R\$ 3.630,00 com o gerador. Anteriormente ao gerador a empresa utilizava a rede pública de transmissão de energia para suprir esta demanda, porém esta chegava a custar 220% a mais horário de ponta, deste modo um consumo de 3425 kWh custava a empresa R\$ 5918,40, cerca de 63% a mais do que atual custo neste período.

O artigo estuda a possibilidade de substituição do gerador a diesel, focalizando em dois pontos, retorno de investimento e redução de custos, bem como redução de impactos ambientais. A seguir o quadro 2 apresenta a comparação de geradores, para avaliação de custos de energia.

### 3.2 Comparativo de geradores a diesel vs. gás natural

A tabela 3, apresenta um comparativo do gerador utilizado atualmente na empresa, com um gerador a gás natural, do mesmo fabricante, avaliando deste modo potência, e custos. Para este levantamento tomou-se para os cálculos o valor do diesel (R\$ 3,79/ L) e gás natural (R\$ 2,79/ m<sup>3</sup>).

**Tabela 3:** Modelo gerador utilizado na empresa vs. gerador a gás natural.

Modelo	Tipo de comb.	Volume do motor (L)	RPM Motor	Potência (kW)	Fluxo comb. GN (m <sup>3</sup> /h)	Fluxo comb. Diesel (L/h)	Custo/h	Custo /kW
QT100	Gás Natural	6,8	2300	100	35,8	-	R\$ 99,88	R\$ 1,00
FWY125	Diesel	6,7	1800	115	-	32,3	R\$ 122,42	R\$ 1,06

Fonte: Adaptado com dados catálogo GENERAC, 2018.

Em análise a tabela 3, os geradores a gás natural possuem um custo/kW inferior ao Diesel,



pode-se também enfatizar as questões de custos de combustível por estabilidade, já que segundo ANP (2016), o diesel teve aumento de cerca de 9,01%, enquanto o gás natural obteve um aumento de apenas 1,09%.

Ainda que considerável ao analisar somente questões de custos não se tem uma ampla visão dos benefícios, em vista disso, a empresa de fornecimento de geradores conta com uma análise desenvolvida por Jennifer B. Dun, do laboratório Argonne National Laboratory (2008), na qual são observados os geradores a gás versus geradores a diesel, quanto ao total de emissões de CO<sub>2</sub> e custo total. Estes dados estão apresentados nas tabelas 4 e 5.

**Tabela 4:** Geradores a gás vs. geradores a diesel: Total de emissão de CO<sub>2</sub> e custo total.

A	B	C	D	E	F	G
Unidade kWe	Tipo de comb.	Volume do motor (litros)	RPM Motor	Potência (kWe)	Fluxo Comb. GN (m <sup>3</sup> /hr)	Fluxo Comb. Diesel (L/hr)
100	Gás	6.8	2300	100	39,08	-
100	Diesel	6.7	1800	100	-	29,9
200	Gás	13.3	1800	200	77,87	-
200	Diesel	8.7	1800	200	-	58,67

Fonte: Adaptado de GENERAC, 2008.

**Tabela 5:** Geradores a gás *versus*. geradores a diesel: Total de emissão de CO<sub>2</sub> e custo total.

H	I	J	K	L	M	N
Custo/ Hr (1)	Custo/ kW-hr (1)	BTU/kWe	Emissão CO <sub>2</sub> do Motor Únic. Escape (Kg/hr)	Energia Usada (BTU m/hr)	Emissão Total CO <sub>2</sub> do Motor & Processos (Kg/hr) (2)	Aumento % CO <sub>2</sub> vs. GN
R\$ 50,02	R\$ 0,50	13800	76,38	1380	148,78	-
R\$ 83,42	R\$ 0,83	10490	79,56	1116	173,73	16,7%
R\$ 99,67	R\$ 0,49	13750	152,18	2750	296,65	-
R\$ 163,68	R\$ 0,81	10291	156,08	2189	340,65	14,9%

Fonte: Adaptado de GENERAC, 2008.

O tabela 5 mostra a eficiência e as comparações de CO<sub>2</sub> em geradores a gás e diesel. As vantagens do gerador a gás natural estão principalmente no impacto ambiental que irá fornecer à empresa. Nesta tabela pode-se observar que o motor a diesel de 100 kWe é 23% menos eficiente do que um motor a gás natural, e que no período no qual foi realizado a análise o custo do combustível era quase duas vezes maior e a emissões totais de CO<sub>2</sub> eram 16% maiores em geradores a diesel.

As novas tecnologias investidas em geradores a gás permitem vantagens em termos de confiabilidade e custo do combustível, tornando possível considerar uma solução a gás natural ao invés de uma a diesel, influenciando assim diretamente em impactos ambientais gerados pela empresa, resta saber se este investimento seria viável economicamente a empresa para isto aplicou-se o cálculo de retorno de investimento.

### 3.3 Cálculo de retorno do investimento aplicado

Para o *payback* de um gerador a gás natural de 100 kW, indicado para empresa, foi considerado um custo de instalação de R\$ 1250,00 por kW, este valor foi indicado pelo fornecedor do

equipamento, este possui um fator de capacidade de 48%, a despesa com O&M é de R\$ 0,025 por kWh, e o preço médio de energia ficou em R\$ 1,00 kWh.

Por solicitação da empresa o cálculo de retorno foi aplicado de duas formas, inicialmente aplicou-se o *payback*, para avaliar o retorno do investimento utilizando o equipamento no período de 24 horas por dia, ou seja, o consumo total de energia da empresa seria advinda do equipamento, desta forma aplicou-se a equação 1, e se obteve seguinte resultado:

$$CI = 100 \text{ kW} \times \text{R\$ } 1250,00 \text{ kW} = \text{R\$ } 125000,00 \quad (2)$$

$$PA = 0,48 \times 100 \text{ kW} \times 24 \text{ h/dia} \times 365 \text{ dia/ano} = 420480 \text{ kW/ano} \quad (3)$$

$$V = \text{R\$ } 1,00 \text{ /kWh} \quad (4)$$

$$\text{O\&M} = \text{R\$ } 0,025 \text{ /kWh} \times 0,48 \times 100 \text{ kW} \times 24 \text{ h/dia} \times 365 \text{ dia/ano} = \text{R\$ } 10512,00 \text{ /ano} \quad (5)$$

$$PP(\text{anos}) = \frac{\text{R\$ } 125000,00}{(420480 \text{ kW/ano} \times \text{R\$ } 1,00 \text{ kWh}) - \text{R\$ } 10512,00 \text{ /ano}} = 0,3 \text{ anos} \quad (6)$$

Em análise a primeira aplicação do *payback* obteve-se um retorno de investimento em 0,3 anos, ou seja, 3,6 meses, que pode ser considerado um retorno ótimo, já que o período é curto, o que torna o investimento viável.

Em uma segunda aplicação do *payback* admitiu-se uma utilização do equipamento somente em horário de ponta, ou seja, a utilização de consumo de energia advinda do equipamento somente por um período de 3 horas por dia, desta forma aplicou-se a equação 1, e se obteve um segundo resultado, sendo este:

$$CI = 100 \text{ kW} \times \text{R\$ } 1250,00 \text{ kW} = \text{R\$ } 125000,00 \quad (7)$$

$$PA = 0,48 \times 100 \text{ kW} \times 3 \text{ h/dias} \times 365 \text{ dia/ano} = 52560 \text{ kW/ano} \quad (8)$$

$$V = \text{R\$ } 1,00 \text{ /kWh} \quad (9)$$

$$\text{O\&M} = \text{R\$ } 0,025 \text{ /kWh} \times 0,48 \times 100 \text{ kW} \times 3 \text{ h/dia} \times 365 \text{ dia/ano} = \text{R\$ } 1314,00 \text{ /ano} \quad (10)$$

$$PP(\text{anos}) = \frac{\text{R\$ } 125000,00}{(52560 \text{ kW/ano} \times \text{R\$ } 1,00 \text{ kWh}) - \text{R\$ } 1314,00 \text{ /ano}} = 2,44 \text{ anos} \quad (11)$$

Em análise a segunda aplicação do *payback* obteve-se um retorno de investimento em 2,44 anos, ou seja, 29,3 meses, este período de retorno é considerado aceitável, e mantém o investimento viável.

Por fim, pode-se dizer que é viável a substituição do equipamento, pois além de possuir vantagens quanto ao meio ambiente e custos finais de combustível, a utilização é viável tanto em horário de ponta, quanto como fonte de consumo total de energia para empresa.

#### 4. CONCLUSÕES

O presente artigo destacou os benefícios de investimento para aquisição de um gerador a gás natural em uma empresa do Vale do Paranhana, iniciando com o preço médio de energia que se estabeleceu entorno de R\$ 1,00 kWh, que é abaixo do custo atual de energia obtida do gerador a diesel que custa R\$ 1,06 kWh, o qual ainda possui um aumento do preço de combustível superior ao do gás natural anualmente, pois enquanto o diesel teve aumento de cerca de 9,01% ao ano, o gás natural obteve um aumento de apenas 1,09%. Destacam-se ainda em análise ao investimento seu período curto de retorno, sendo este de 0,3 anos na utilização do equipamento por 24 h/dia e 2,44 anos na utilização de 3 h/dia. Deste modo os resultados indicam o gás natural como um excelente combustível para indústria por seu fator de crescimento, viabilidade econômica de equipamentos e



preço estável.

A empresa estudada possui atualmente seu abastecimento de energia dividido em duas fontes, sendo elas: pelo abastecimento público de rede elétrica, e durante horário de ponta, por um gerador a diesel.

Autores citados como Bertinotti, Tarnapowicz e Galkin, destacam as vantagens na utilização do gerador a gás natural, quando utilizado em período completo de trabalho, ou seja, quando se trabalha 24h com consumo de energia advinda do equipamento, contrariando o diesel, que possui benefício somente em curtos períodos, porém a pesquisa destacou que a utilização do gás natural acarreta em benefícios mesmo quando utilizado somente em horários de ponta, o custo do combustível, bem como valor final de energia, é menor se comparada ao diesel.

Destaca-se ainda que a utilização da energia gerada pelo gerador a gás não é viável para período de 24h/dia, já que o custo da rede pública de energia, ainda é mais módico, a vantagem do gerador a gás está na estabilidade de custo de combustível e no envolvimento com impacto ambiental, o que influencia em vantagens competitivas a empresa.

Deste modo, a partir do cálculo do retorno do investimento foi possível constatar que tanto utilizando o gerador a gás natural por 24 h/dia, quanto no horário de ponta, 3 h/dia o investimento de substituição ainda é viável, e traz impactos positivos tanto financeiros como competitivos.

## REFERÊNCIAS

- [1] DUNN, B. J. Argonne National Laboratory. Fuel transport cycle model, Greet 2, 2008. Disponível em: <<https://greet.es.anl.gov/>>. Acesso em: 26 junho 2018.
- [2] ANNEL- Agência Nacional de Energia Elétrica; Bandeiras tarifárias, 2017. Disponível em: <<http://www.aneel.gov.br/bandeiras-tarifarias>>. Acesso em: 23 maio 2018.
- [3] ANNEL- Agência Nacional de Energia Elétrica; Boletim anual de preços, 2016. Disponível em: <<file:///C:/Users/CLIENTE/Downloads/Boletim-2016.pdf>>. Acesso em: 24 maio 2018.
- [4] ANP- Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis; Resolução ANP Nº 5, DE 3.2.2009 - DOU 4.2.2009. Disponível em: <<https://bit.ly/2LLJBMQ>>. Acesso em: 21 março 2018.
- [5] BERTINOTTI, C. R. Guia de cogeração e geração de energia elétrica a gás natural, 2014-2015, 2016. Disponível em: <<http://www.gasbrasiliano.com.br/media/upload/informacoes-tecnicas/arquivo/guia-de-cogeracao-formatado.pdf>>. Acesso em: 31 março 2018.
- [6] BRASIL. Ministério de Minas e Energia. Balanço energético nacional - BEN. Brasília: MME, 2015.
- [7] CARVALHO, M. A. S. Avaliação de um motor de combustão interna ciclo Otto utilizando outros combustíveis, 2011. Disponível em: <[https://repositorio.ufba.br/ri/bitstream/ri/18744/1/Disserta%C3%A7%C3%A3o%20de%20Mestrado%20\\_PEI\\_M%C3%A1rio%20Carvalho.pdf](https://repositorio.ufba.br/ri/bitstream/ri/18744/1/Disserta%C3%A7%C3%A3o%20de%20Mestrado%20_PEI_M%C3%A1rio%20Carvalho.pdf)>. Acesso em: 27 março 2018.
- [8] FIGUEIREDO, F. L., FERNENDES, F., PETRUCCI, A. L., FILHO, R. F., & MARSURA., M. Análise do desempenho de um grupo gerador de 50 kVA com motor, 2013. Disponível em: <<http://www.uel.br/revistas/uel/index.php/semexatas/article/view/9197>>. Acesso em: 31 março 2018.
- [9] GENERAC, Geradores de energia e torres de iluminação. Geradores de energia a gás, 2008. Curitiba, 2012. Disponível em: <<https://bit.ly/2J9SYEm>>. Acesso em: 20 maio 2018.
- [10] IEA - Agência Internacional de Energia- (International Energy Agency); World Energy Outlook 2009, França, 2009.
- [11] MACLEAN, H. L. & LAVE, L. B. Evaluating automobile fuel/ Propulsion system technologies, 2002. Progress in Energy and Combustion Science 29; p. 1 – 69, 2003. Disponível em: <<http://www.dartmouth.edu/~cushman/courses/engs171/EvalAutoFuel.pdf>>. Acesso em: 31 março 2018.
- [12] MAUAD F. F., FERREIRA L. C., & TRINDADE T. C. G. Energia Renovável no Brasil. Análise das principais fontes energéticas renováveis brasileiras, 2017. Disponível em: <[https://drive.google.com/file/d/1Gr-pVMAQ7o\\_MOD6w8Qo3nnjRImE2bimX/view](https://drive.google.com/file/d/1Gr-pVMAQ7o_MOD6w8Qo3nnjRImE2bimX/view)>. Acesso em: 27 março 2018.
- [13] Ministério de Minas e Energética. Resenha Energética Brasileira (2015). Disponível em: <<http://www.aben.com.br/Arquivos/456/456.pdf>>. Acesso em: 26 junho 2018.
- [14] MURTALA, A. M., NWAHOA, C. & OLAGOKE O.A.J. Potentials of sustainable electricity generation from Natural Gas in Nigeria towards economic growth, 2013. Disponível em: <<https://bit.ly/2JmCXhu>>. Acesso em: 25 abril 2018.
- [15] PBGÁS. Companhia Paraibana de Gás Natural, 2009. Disponível em: <[http://www.pbgas.com.br/?page\\_id=195](http://www.pbgas.com.br/?page_id=195)>. Acesso em: 29 mar 2018.

- [16] PEREIRA R. H., BRAGA S. L., BRAGA C. V. M. & FREIRE L. G. DE M. Geração distribuída de energia elétrica – aplicação de motores bicomcombustível diesel/gás natural. 3º Congresso brasileiro de P&D em petróleo e gás, 2005. Disponível em: <[http://www.portalabpg.org.br/PDPetro/3/trabalhos/IBP0433\\_05.pdf](http://www.portalabpg.org.br/PDPetro/3/trabalhos/IBP0433_05.pdf)>. Acesso em: 27 março 2018.
- [17] SOARES, J. B. Formação do mercado de gás natural no Brasil: Impacto de incentivos econômicos na substituição inter energéticos e na cogeração em regime. pg. 9, 2004.
- [18] TARNAPOWICZ D. & GALKIN G. The use of generating sets with ing gas engines in “Shore to ship” systems, p.172, 2016. Disponível em: <[http://wydawnictwo.panowa.pl/attachments/article/422/2016\\_03\\_05\\_Tarnapowicz.pdf](http://wydawnictwo.panowa.pl/attachments/article/422/2016_03_05_Tarnapowicz.pdf)>. Acesso em: 29 maio 2018.
- [19] TSAI C. & GÜLEN G. Natural gas use in electricity generation in the United States: Outlooks to 2030, 2017. Disponível em: <<https://bit.ly/2Jhqcop>>. Acesso em: 27 março 2018.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## AVALIAÇÃO DO USO DA BIOMASSA PARA GERAÇÃO DE ENERGIA EM UMA INSTITUIÇÃO DE ENSINO SUPERIOR

Alexandre Sakis <sup>(1)</sup>

Jardel Augusto Reichert Guterres <sup>(2)</sup>

Robson Fernando da Silva <sup>(3)</sup>

José de Souza <sup>(4)</sup>

### RESUMO

O presente artigo tem como objetivo trazer uma proposta de geração de energia para uma instituição de ensino do Vale do Paranhana, buscando como resultado principal o uso de resíduos florestais para fins energéticos, onde parte desses materiais são descartados em lixões e ter um aproveitamento desses resíduos na geração de energia, utilizando um gerador de energia com recursos de abastecimento fornecidos por municípios vizinhos e demonstrar a viabilidade de geração de energia por recursos sustentáveis e com menores custos com abastecimento de energia. Com isso, foi possível então averiguar a viabilidade de um gerador de energia por combustão.

**Palavras-chave — Biomassa, gerador, energia, resíduos.**

### 1. INTRODUÇÃO

Este artigo tem como objetivo verificar a viabilidade do uso da biomassa na geração de energia em uma instituição de ensino superior, localizada na região de Taquara no Vale do Paranhana. A geração de energia será através do processo de combustão.

Foram consideradas as características da região e os diversos tipos de fontes de energia renovável que poderiam ser implantados no local, desde suas necessidades, transportes, localização, onde foi proposto a opção de gerar energia a partir de biomassa usando os resíduos das podas da arborização urbanas, já que os recursos da região onde a instituição está instalada atendem os

<sup>(1)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; FACCAT, Faculdades Integradas de Taquara/RS - Brazil, alexandre-xandre@hotmail.com

<sup>(2)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; FACCAT, Faculdades Integradas de Taquara/RS - Brazil, jardel\_reichert@hotmail.com

<sup>(3)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; FACCAT, Faculdades Integradas de Taquara/RS - Brazil, robson@sou.faccat.br

<sup>(4)</sup> Prof. Dr.; Fundação Liberato, Novo Hamburgo/RS - Brazil, josesouza@liberato.com.br

requisitos necessários para suprir funcionamento o gerador de biomassa, abordando também, localização de instalação do gerador, e custos de instalação e uso.

Outro ponto é a época das podas de árvore pelas prefeituras da região, onde em determinado mês se tem o recolhimento dos resíduos gerados. Esse resíduo pode ser destinado como fonte primária de alimentação do gerador, com isso, auxiliando as prefeituras a dar um destino mais sustentável aos restos de podas.

Além da instituição possui poda de árvores no Campus e também da grama, gerando resíduos passíveis do uso, para a geração de biomassa.

## 2. REVISÃO TEÓRICA

De acordo com (MAUAD; FERREIRA e TRINDADE, 2017) o uso de energia tem sido cada vez mais constante na humanidade com o passar do tempo e cada vez maior é a incerteza com as futuras fontes de energia para a demanda com o crescimento populacional e por causa dessa realidade tem se buscado diversificar as fontes que não geram tantos impactos a natureza e que são consideradas energias renováveis.

Santos, Nascimento e Alves (2017) defendem que a biomassa da madeira e seus derivados, no caso entre os resíduos das podas, é uma fonte prometedora no Brasil, é uma fonte de energia ainda pouco explorada e que deve ser avaliada com atenção.

Conforme Cortez, Lora e Gomez (2008), pode-se obter biomassa através de vegetais não-lenhosos, de vegetais lenhosos, além de resíduos orgânicos, nos quais encontramos os resíduos agrícolas, urbanos e industriais. Resíduos orgânicos urbanos são o foco primário de captação para o gerador do estudo.

Segundo Marconato; Santini (2008), o Brasil se apoiou nos recursos fósseis e hídricos como fonte de energia e nos dias atuais vem tendo diversas dificuldades na área econômica e ambiental tanto pelo impacto a natureza, quanto pela escassez dos recursos. Isso vem possibilitando a entrada de novas fontes alternativas, sendo que a maioria é procedente da biomassa.

Marafon; Santiago (2016) destaca a importância de novas pesquisas e investimentos no estudo da viabilidade econômica de fontes alternativas de matéria prima para a geração de energia da biomassa, pois assim pode-se dar oportunidades de variação na matriz energética brasileira, sem perder seu objetivo de caráter renovável. Esse investimento resultará em um retorno financeiro, com a economia, e também em uma diminuição do efeito estufa.

Para a Agência Nacional de Energia Elétrica (ANEEL) a biomassa é uma das fontes de produção de energia com potencial para o maior crescimento nos próximos anos. O uso dessa energia pode diversificar de maneira muito consciente nossa matriz energética, libertando um pouco da dependência de combustíveis fósseis.

### 2.1. O que é biomassa

A biomassa é a matéria orgânica usada para geração de energia e pode ser obtida por sua origem animal ou vegetal. A biomassa é considerada um recurso sustentável por se ter origem de recursos naturais como plantas (cana-de-açúcar e capim-elefante), madeiras, casca de arroz entre outros. A biomassa é chamada como material de todos os seres vivos. A biomassa lenhosa é o material obtido a partir de espécies de plantas lenhosas em crescimento (DASDEMIR e ERSOY,2017).

Segundo Villela, Freitas e Rosa (2015) a energia de biomassa é muito utilizada para reduzir as emissões de gases causadores do efeito estufa. Uma vantagem que torna seu uso consciente no ponto de vista ambiental, uma opção de energia limpa.

Para entender um pouco melhor do termo biomassa:

Em linhas gerais, o termo biomassa é utilizado para denominar o grupo de produtos energéticos e matérias-primas renováveis, originados a partir da matéria



orgânica formada por via biológica. Do ponto de vista energético, biomassa é todo recurso renovável oriundo de matéria orgânica (de origem animal ou vegetal) que pode ser utilizado para produção de energia. A obtenção de energia através de biomassa pode ser explicada de forma simplificada como a conversão de uma matéria-prima orgânica, como a cana-de-açúcar ou madeira, em um produto intermediário que, por sua vez, pode ser transformado em energia mecânica através de uma máquina específica. A energia mecânica produzida é responsável por acionar um gerador que, por fim, tem como produto final a energia elétrica desejada. Essa matéria orgânica utilizada pode ser já existente na natureza, de origem animal ou de origem antrópica. Neste último caso, destacam-se os rejeitos urbanos e industriais, podendo estes ser sólidos, líquidos ou gasosos. O WEC (sigla em inglês para World Energy Council, ou Conselho Mundial de Energia, que se consiste em uma rede internacional de líderes e profissionais da área de energia) define que a “bioenergia”, ou seja, a energia proveniente da biomassa, pode ser gerada por quaisquer material de origem biológica que não faz parte de formações geológicas, ou seja, que não se encontram fossilizados. É também importante lembrar que toda biomassa tem sua origem na energia solar, sendo esta então fundamental para o início de todo o processo energético (Marafon; Santiago,2016).

## 2.2. Fontes de biomassa

As fontes de biomassa são muito diversificadas e com o passar do tempo novos recursos vão sendo encontrados e desenvolvidos. A biomassa pode ser gerada através de casca de arroz, cana-de-açúcar, madeiras, entre outros. Para Cortez; Lora; Gomez (2008) as fontes de biomassa se caracterizam por quatro grupos:

- Vegetais não-lenhosos: nesse grupo entra os sacarídeos, celulósicos, amiláceos e aquáticos. Tem como definição seu caule tenro, por exemplo ervas;
- Vegetais lenhosos: esse caso são madeira e lenhas e seus resíduos (aqui temos as fontes que compõem o objeto do estudo);
- Resíduos orgânicos: são os resíduos agrícolas urbanos e industriais;
- Biofluidos: são os óleos vegetais podem ser extraídos da mamonas, soja, entre outros.

## 2.3. Resíduos urbanos de madeira

O projeto tem como foco o reaproveitamento os resíduos gerados pelas podas urbanas como galhos e folhas. Com material recolhido é feito a compostagem e é usado para aterros como adubo e o projeto tem como objetivo destinar parte desse material para o gerador.

Para Silva (2008) os resíduos urbanos de madeira consistem em gramados e árvores cortadas, troncos de madeira, paletes ou qualquer outro resíduo gerado da madeira. Esse material pode ter diversos aproveitamentos como ser usado de adubo ou para abastecer usinas de geração de energia.

## 2.4. Os benefícios do uso da biomassa

Quando produzida de forma eficiente e sustentável, a energia da biomassa traz inúmeros benefícios ambientais, econômicos e sociais quando comparados aos combustíveis fósseis. Esses benefícios incluem o melhor manejo da terra, a criação de empregos, o uso de o fornecimento de energia moderna a comunidades, a redução nos níveis de emissões de CO<sub>2</sub>, o controle de resíduos, a reciclagem de nutrientes, Maiores benefícios ambientais e energéticos podem derivar do cultivo de plantas, além de plantações com safras anuais, que são matéria-prima alternativa de curto prazo para a produção de combustíveis.

O combustível de madeira tem várias vantagens ambientais em relação aos combustíveis fósseis. A principal vantagem é que a madeira é um recurso renovável, oferecendo uma oferta sustentável e confiável. Outras vantagens incluem o fato de que a quantidade de dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>) emitida durante o processo de queima é 75% menor do que o combustível fóssil. O combustível

de madeira contém quantidades mínimas de enxofre e metais pesados. Não é uma ameaça à poluição da chuva ácida, e as emissões de partículas da madeira são controlável através de dispositivos de controle de emissão padrão, como casas de saco, cyclone separadores, injetores de cinzas volantes e precipitadores eletrônicos. Cinza de fundo é mínima. Geralmente, cinza de madeira é inferior a 1% do peso da madeira e, às vezes, cinzas de madeira podem ser usadas como fertilizante. A madeira é um combustível rico em termos de substâncias voláteis e hidrogênio. É queimado em tempo curto comparado ao carvão e fornece o calor rápido. Menos ar é necessário para a combustão de madeira. A energia da madeira pode ser gerenciada como matéria-prima neutra em carbono: replantar árvores neutralizar o dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>) emitidos a partir de combustíveis de madeira. No entanto, o petróleo derivado de fóssil, o carvão e o gás natural são produtores, que aumentam os gases de efeito estufa sem qualquer possível compensação regenerativa. (SARACOGLU,2016).

## 2.4. TECNOLOGIAS DE GERAÇÃO

Existem três tipos de processos de conversão energética da biomassa, que podem ser classificados em três grupos: processos, físicos, termoquímicos e biológicos (NOGUEIRA E LORA, 2013). Neste artigo será descrito o processo do grupo termoquímicos e o processo de combustão combustão.

A energia química disponível nos resíduos de poda urbana necessita de reações para a liberar a energia contida. O processo Termoquímico envolve calor e reações químicas para aproveitamento energético (CORTEZ, 2011).

A tecnologia usada neste artigo para o processo de combustão trata-se de, conversão do calor obtido a partir da queima de biomassa em energia mecânica ou elétrica consiste nos ciclos termodinâmicos de potência, conhecidos como ciclo a vapor, os ciclos a vapor utilizam quatro equipamentos básicos: caldeira, turbina a vapor, condensador e bomba de alimentação da caldeira. Conforme as propriedades, quantidade e qualidade da biomassa que será queimada na caldeira, das necessidades energéticas ou de processo e o capital disponível para a implantação de um ciclo a vapor (CORTEZ, 2011).

## 3. MATERIAIS E MÉTODOS

A instituição analisada tem espaço físico necessário para o gerador de biomassa, pensando nisso foi pensado na instalação de um gerador de energia com biomassa a base de combustão, com uma fornalha.

A instituição por ser de porte grande e o fato de ter atividades a noite tem um elevado gasto com o consumo de energia (Tabela 1).

**Tabela 1:** Consumo de energia em um ano.

Energia	
Mês/ Ano	Valor (R\$)
mai/17	R\$21.158,40
jun/17	R\$20.197,92
jul/17	R\$19.696,80
ago/17	R\$22.188,48
set/17	R\$23.761,44
out/17	R\$22.856,06



nov/17	R\$23.746,94
dez/17	R\$27.129,50
jan/18	R\$16.871,04
fev/18	R\$22.675,68
mar/18	R\$29.301,60
abr/18	R\$21.237,28
mai/18	R\$26.113,92

Com o gerador a diesel usado para suprir energia quando está na faixa de valor mais alto, ou quando tem uma falta de energia por falha da concessionária (Tabela 2).

**Tabela 2:** Gastos com diesel em um ano.

<b>Diesel</b>	
<b>Data</b>	<b>Valor(R\$)</b>
mai/17	R\$8.322,00
jun/17	R\$5.646,00
jul/17	R\$8.469,00
ago/17	R\$5.354,00
set/17	R\$8.841,00
out/17	R\$8.841,00
nov/17	R\$6.144,00
dez/17	R\$8.934,00
jan/18	R\$2.914,00
fev/18	R\$8.562,00
mar/18	R\$8.562,00
abr/18	R\$6.093,60
mai/18	R\$6.032,00

Analizando uma alternativa para a diminuição de gastos, a opção pela biomassa, onde a região instalada é rica em recursos vegetais. A melhor opção é fazer uma parceria com os municípios vizinhos que tenham o sistema de podas de arborização como é o caso do próprio município de Taquara, onde a instituição está instalada.

Outro município que realiza as podas urbanas é o de Campo Bom do Vale do Rio dos Sinos, que tem faz anualmente a poda urbana e a comunidade é responsável pela poda de suas residências. É um sistema em que o residente coloca galhos e plantas em frente a suas residências e funcionários da prefeitura passam para recolher em datas já determinadas em cada bairro e informado a

comunidade.

O material recolhido tem três diferentes destinações após feito a triagem: horto municipal da cidade, aterro, instituições parceiras do município (escolas).

Futuramente a prefeitura irá implantar um triturador móvel onde os resíduos serão triturados nos caminhões e otimizando o processo.

Parte desse material é destinada a aterros e descartada por sua grande quantidade, onde uma parceria entre os municípios daria uma destinação mais adequada a esses resíduos.

Outro município que faz a rota de recolhimento das podas é Parobé, mais um possível candidato de parceria com a instituição de ensino. Em contrapartida a instituição poderia oferecer um desconto nos cursos oferecidos, para os municípios que auxiliem na captação do recurso, no caso a matéria prima.

Como o gerador irá gerar energia através do vapor e pressão foi obtido é necessário saber o poder calorífico gerado nas podas. Na tabela 3 demonstra através de três tipos de análise o quanto que cada um dos materiais pode gerar de poder calorífico em kJ por kg.

**Tabela 3:** Resultados das análises poder calorífico em base seca.

<b>Material Ensaiado</b>	<b>Poder Calorífico Inferior (kJ/kg)*</b>
Material 1 (folhas)	17166
Material 2 (galhos)	18003
Material 3 (Mistura de galhos e folhas)	18003

\*em base seca

Fonte: Cenbio 2018.

O fator da umidade é um quesito muito importante, pois segundo Zandonadi (2013) para evaporar um 1kg de água, seria necessário aproximadamente 556 Kcal o que resultaria na diminuição do poder calorífico final.

Para madeira, há cálculos onde se pode obter o poder calorífico aproximado:

$$P_a = P_o \times \frac{100 - E}{100} - 6 \times E$$

(1)

Onde:

E = umidade da madeira base peso úmido;

Pe = poder calorífico inferior à umidade E;

Po = poder calorífico inferior a 0% de umidade.

Com esse cálculo, Brito e Barrichelo (1982), obtiveram os valores demonstrado na tabela 4.

**Tabela 4:** Umidade e poder calorífico da madeira

<b>Umidade base úmida (%)</b>	<b>Poder calorífico inferior (Kcal/Kg)</b>
10	4057
20	3538
30	3019
40	2500
50	1981

Fonte: (BRITO e BARRICHELO, 1982).



Para o gerador foi usado como base a tabela 4 e estimado os 30% de umidade, pois há uma grande variedade de materiais de madeira, galhos e folhas de árvores e plantas diferentes.

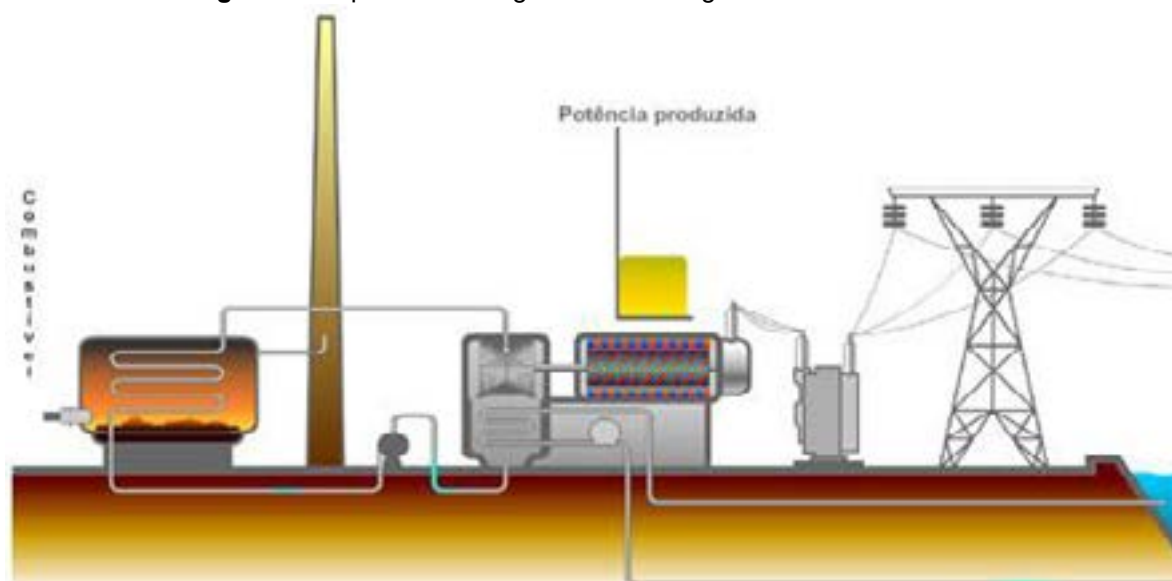
Com base na conversão de energia mecânica, onde 1 Kcal é equivalente a aproximadamente 0,0016 kWh, obteve os seguintes valores (tabela 5):

**Tabela 5:** conversão de energia mecânica de Kcal para kWh

Poder calorífico inferior (kcal/Kg)	Energia gerada (kWh)
1	0,00116
3019	3,50875
43021033	50000

O gerador de biomassa através da combustão funciona em etapas. A primeira delas se baseia na produção de energia térmica com a queima da biomassa, para ter um aproveitamento maior da biomassa, ela pode passar por um processo de secagem. Essa queima acaba gerando vapor a uma alta pressão e temperatura, esse gás gerado será enviado a turbina de vapor que vai coletar essa energia e usá-la para girar as pás da turbina. Assim na turbina ocorre a troca da energia térmica do vapor em energia mecânica. Essa turbina é acoplada a um gerador elétrico, onde vai transformar essa energia mecânica em elétrica e assim libera-lá para o uso na instituição de ensino (Figura 1).

**Figura 1:** Esquema de um gerador de energia através da biomassa.



Fonte: Objetos educacionais (2018).

A projeção inicial é para um gerador que forneça 50 mWh por mês. Para isso será necessário o recolhimento de 43,1T para ser utilizado como fonte primária. A instituição já produz aproximadamente 300 kg e com o apoio das cidades vizinhas tem-se a projeção de conseguir atingir a meta estipulada.

### 3.1 Transporte

Como as prefeituras têm transporte próprio de coleta de materiais de poda, o processo de transporte do material de compostagem do município até a instituição seria feito pelas próprias prefeituras como parte da parceria, já que o próprio município onde a instituição está instalada será um dos fornecedores e municípios vizinhos, não acarreta grandes custos de transportes ao mesmo e não tendo necessidade de mais que duas cargas por mês.

### 3.2 Armazenamento

o armazenamento será feito dentro da própria instituição com um galpão com 100 M<sup>2</sup>, onde tem como objetivo manter o material em ambiente seco e isolado de chuvas, com uma porta de entrada de materiais e descarga e outra para saída para transportar o material até o gerador. É essencial o cuidado com produtos inflamáveis dentro do galpão, já que poderia ocasionar um incêndio no galpão.

### 4. CONCLUSÃO

Com o aumento do estudo dessa área e com os altos custos dos recursos fósseis se tem buscado cada vez mais novas fontes de geração de energia por sistemas renováveis. Uma dessas áreas é a geração de energia pela biomassa e mostrando um campo muito abrangente a ser estudo, ainda mais no Brasil com grande fonte de recursos de renováveis.

Um dos obstáculos seria o espaço necessário para o armazenamento do material de compostagem e se a instituição concorda em ceder um espaço para armazenar.

Mesmo que a queima direta de lenha e madeira seja ainda muito utilizado, a biomassa tem como objetivo ser mais eficiente, além do fator de amplificação da matriz energética no Brasil, a biomassa tem espaço para ser aplicado e aproveitado na instituição de ensino e reduzindo assim os custos com energia elétrica e diesel. Foi levantado que o Campus dispõe de local para instalação do gerador e que a instituição demonstra interesse em utilizar esse tipo de energia, o próximo passo é levantar o custo total do projeto e da aplicação.

### REFERÊNCIAS

- [1] MAUAD, F, F; FERREIRA, L, C; TRINDADE, T, C, G, Energia renovável no Brasil: Análise das principais fontes energéticas renováveis brasileiras – EESC/USP - São Carlos – SC, 2017.
- [2] MARCONATO, M, S; SANTINI, G, A, Alternativas para a geração de energia renovável no Brasil: a opção pela biomassa – CEPEAGRO/UNESP/TUPÃ - Tupã – SP, 2008.
- [3] CARDOSO, M, C, Geração de energia a partir de resíduos florestais – UFV- Viçosa – MG, 2007.
- [4] MARAFON, A, C; SANTIAGO, A, D, Uso da biomassa para a geração de energia – Embrapa Tabuleiros Costeiros - Aracaju – SE, 2016.
- [5] Villela, A, A; Freitas, M, A; Rosa, L, P, O uso de energia de biomassa no Brasil - Interciência - Rio de Janeiro - RJ, 2015.
- [6] ANEEL, Parte II Fontes renováveis; disponível em: [http://www2.aneel.gov.br/arquivos/pdf/atlas\\_par2\\_cap4.pdf](http://www2.aneel.gov.br/arquivos/pdf/atlas_par2_cap4.pdf), acesso em: 20/04/2018.
- [7] SARACOGLU, N Energy Production From Forest Residues in Turkey - Faculty of Forestry, Department of Forest Engineering, Bartın University, Turkey - 2016.
- [8] DASDEMIR, ERSOY, Energy Production by Cultural Woody Biomass and Its Economy - International Conference on Agriculture, Forest, Food, Sciences and Technologies, 2017.
- [9] CORTEZ, L, A; LORA, E, E; GOMEZ, E, O; Biomassa para energia - Unicamp - Campinas, SP, 2008.
- [10] SANTOS, G, H; NASCIMENTO, R, S; ALVES, G, M; Biomassa como energia renovável no brasil; disponível em: <http://revista.uninga.br/index.php/uningareviews/article/view/1966/1562>, acesso em: 20/04/2018.
- [11] CENTRO NACIONAL DE REFERÊNCIA EM BIOMASSA, Fontes de Biomassa; disponível em : <http://cenbio.iee.usp.br/saibamais/fontes.html>, acesso em: 03/06/2018.
- [12] SILVA, G, V, F; Ciclo de cogeração a partir de resíduos de poda de árvores na cidade de Guaratinguetá - Unesp – Guaratinguetá, 2014.
- [13] CORTEZ, C, L; Estudo do potencial de utilização da biomassa resultante da poda de árvores urbanas para geração de energia: estudo de caso: aes eletropaulo - São Paulo, SP, 2011.
- [14] ZANDONADI, T; Estudo da viabilidade econômica da utilização do resíduo da poda de macieiras na região de bom jardim da serra para a produção de biomassa em lages - universidade do planalto catarinense - Lages, SC, 2013.
- [15] BRITO, J. O.; BARRICHELO, L. E. G. Aspectos técnicos da utilização da madeira e carvão vegetal como combustíveis. São Paulo, SP, 1982.
- [16] OBJETOS EDUCACIONAIS, Teoria (referencial físico matemático); disponível em: [http://objetoseducacionais2.mec.gov.br/bitstream/handle/mec/16042/05\\_teor%C3%ADa\\_frame.htm](http://objetoseducacionais2.mec.gov.br/bitstream/handle/mec/16042/05_teor%C3%ADa_frame.htm), acesso em: 10/05/2018.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## AVALIAÇÃO DO POTENCIAL DE GERAÇÃO DE ENERGIA A PARTIR DE RESÍDUOS GERADOS EM UMA INDÚSTRIA CALÇADISTA

Keli Fernanda Schonardie <sup>(1)</sup>

Sinara Daiani Sander <sup>(2)</sup>

José de Souza <sup>(3)</sup>

### ABSTRACT

A indústria coureiro-calçadista tornou-se responsável pela geração de uma grande quantidade de resíduos sólidos, que são destinados, na sua maioria para aterros. Porém, esta seria a opção final para sua disposição, esgotada todas as possibilidades para seu reaproveitamento. Neste cenário são estudadas alternativas para o tratamento ou reaproveitamento destes resíduos. Entre elas, estão o coprocessamento, processo de valorização de resíduos sem valor comercial, que consiste na recuperação e reciclagem de resíduos para fins de uso como substitutos parciais do combustível e/ou da matéria prima no processo de produção de cimento (clínquer); incineração, processo de tratamento térmico de resíduos e a hidrólise térmica que consiste na quebra de moléculas que resulta em uma gelatina, que no caso do couro se transforma em adubo. O calor gerado pode ou não ser aproveitado como forma de produção de energia elétrica e vapor. Neste trabalho será apresentado um estudo das possíveis alternativas de destinação de resíduos, com o objetivo de estudar uma forma de transformação deste resíduo em geração de energia elétrica, a fim de ser aproveitada pelas empresas do segmento calçadista da região de vale do Paranhana no RS, visto que a economia desta região gira em torno deste segmento.

**Palavras — Energia elétrica, coprocessamento, resíduos, incineração, hidrólise térmica.**

### 1. INTRODUÇÃO

A segunda metade do século XX foi marcada por profundas transformações políticas e econômicas e a inovação passou a desempenhar uma grande importância na competitividade das empresas, principalmente nos setores de acelerado avanço técnico-científico, que atualmente passa por um momento de intensificação da concorrência, no qual as empresas são obrigadas a repensar sua estratégia e a buscar novos investimentos e novas tecnologias a fim de inovar para se destacar dos concorrentes e conquistar novos mercados (ZEN, 2012).

<sup>(1)</sup> Fundação Educacional Encosta Inferior do Nordeste (FACCAT) [kelischonardie@yahoo.com.br](mailto:kelischonardie@yahoo.com.br)

<sup>(2)</sup> Fundação Educacional Encosta Inferior do Nordeste (FACCAT) [narasander@gmail.com](mailto:narasander@gmail.com)

<sup>(3)</sup> Prof. Dr. Fundação Liberato, Novo Hamburgo/RS - Brazil, [jososouza@liberato.com.br](mailto:jososouza@liberato.com.br)

Com o avanço tecnológico, o encurtamento de barreiras provocado pela globalização e conseqüentemente, à luta em potencial por espaço no mercado, percebe-se o caráter amplamente dinâmico em que as organizações estão envolvidas (SANTOS et al., 2010). Com a competitividade em o mercado está enfrentando, as empresas tendem a buscar soluções viáveis como: melhoria de processos com isso redução de custos e otimização em seus produtos e serviços (MESQUITA; VASCONCELOS, 2009).

Uma das grandes preocupações das empresas na atualidade é quanto à energia elétrica gasta em suas atividades, quando se pensa em redução de custos em um processo produtivo uma das primeiras formas de se economizar é na energia elétrica paga todos os meses, porém poucas destas empresas têm a preocupação de auto gerar a sua energia, através de fontes renováveis, essa será a proposta deste artigo, propor uma alternativa de geração de energia para uma empresa do segmento calçadista da região do vale do Paranhana, empresas deste segmento tem por sua vez a geração de uma grande quantidade de resíduos sólidos tais como: aparas de couro, tecido, espumas, sintético PU e PVC, palmilha, EVA, borracha dentre outros. Fazer um estudo das alternativas de geração de energia através dos resíduos gerados na fabricação do calçado, para uma possível implantação futura destes métodos de incineração e biomassa. Segundo Vaz et al. (2009), em seu artigo conclui que grande parte das alternativas encontradas até o momento não resolvem o problema apenas adiam a disseminação dos resíduos no meio ambiente. Ainda o mesmo autor destaca que apenas uma dentre todas alternativas a única que se mostrou realmente adequada à recuperação do cromo, é a que propõe a incineração e tratamento das cinzas para converter o cromo recuperado em cromato de sódio, que poderá ser novamente utilizado nos processos de curtimento, porém essa é a alternativa de maior custo, pois as demais utilizam as raspas de couro como carga em outros materiais como tijolos, cimento e asfalto, necessitando apenas de moagem, porém é uma solução para o problema e não um paliativo como as outras.

O presente trabalho teve como objetivo discutir as diferentes alternativas, em fase de pesquisa e possível implantação futura, de uma forma de geração de energia através de resíduos sólidos gerados no processo produtivo desta empresa em estudo. Visto que na região onde a empresa atua uma das principais atividades industriais são empresas deste segmento, pode-se estudar uma possível parceria com demais empresas da região que tenham a mesma preocupação quanto a esse assunto. Através de uma parceria na cadeia produtiva no que diz respeito aos custos, operações integradas verticalmente podem proporcionar o potencial para compartilhamento de alguns custos, além de uma margem de lucro negociada e dos programas específicos de gerenciamento estratégico dos custos globais e individuais, os custos de pesquisa e desenvolvimento, distribuição, propaganda, e assim por diante (SLACK; CHAMBERS; JOHNSTON, 1997).

Conforme Lewis (1992) para se atingir uma competitividade no mercado, uma redução no custo total, como também a sobrevivência como estratégia única, as empresas acabarão concordando, com ressalvas, àquilo que estamos mencionando, ou seja, a abertura de suas estruturas de custos, por ocasião da parceria na cadeia produtiva.

Com base na visão dos dois autores citados acima e visto que uma das principais formas de receita da região do vale do Paranhana desde muitos anos são indústrias calçadistas e seus fornecedores de pré-fabricado, estas que por sua vez são desde pequeno á grande porte, estudar formas de parcerias para que em conjunto elas possam através de seus resíduos que hoje em dia são destinados a aterros industriais utiliza-los como matéria prima para a geração de energia. A empresa de estudo neste artigo será uma de pequeno porte situado da cidade de Três Coroas no segmento de calçados masculinos.

## 2. REFERENCIAL TEÓRICO

### 2.1. Panorama geral sobre o destino dos resíduos

No Brasil, de acordo com a PNRS (Política Nacional de Resíduos Sólidos), a destinação dos resíduos industriais é obrigação do gerador, a maioria das indústrias adota a terceirização deste serviço, visto que é mais econômico eficiente e que passa a favorecer mais de uma empresa, no caso das empresas calçadistas da região em estudo também adotam essa prática. Ainda que o poder



público especifique os padrões de qualidade no gerenciamento de resíduos, quem é o responsável na prática é o próprio gerador, na condição de executor ou contratante. É de obrigação do poder público fiscalizar esse gerenciamento (ABETRE, 2006).

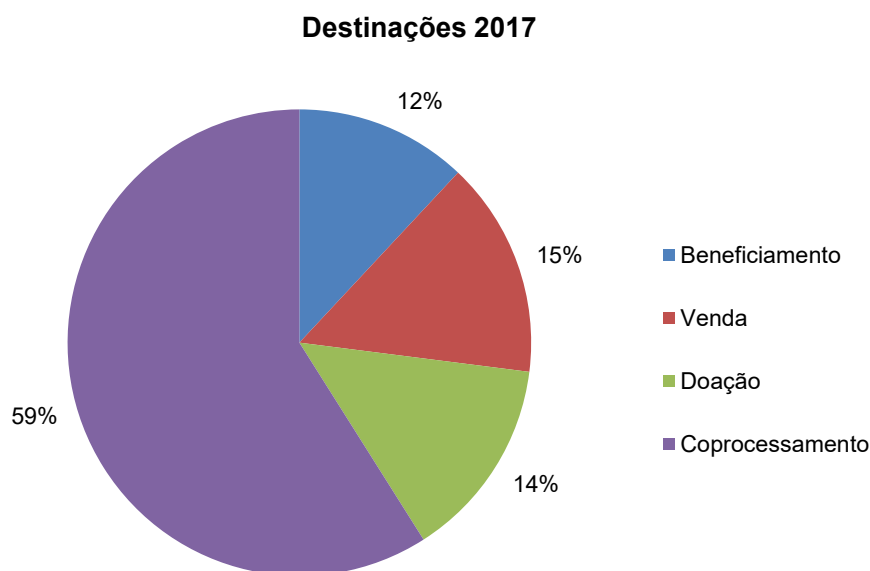
Lora (2000) descreve que o tratamento de resíduos é qualquer processo que altere as características, composição ou propriedade do resíduo, de maneira que o torne menos impactante sua disposição final no solo ou simplesmente sua destruição.

Os resíduos gerados pelas indústrias associadas calçadistas da cidade de Três Coroas eram armazenados no Aterro de Resíduos Industriais Perigosos - ARIP até 2013, sendo uma forma de destinação rápida e econômica, porém não sendo uma solução permanente, pois materiais ficam confinados, gerando um passivo ambiental a ser monitorado por muitos anos. Outra dificuldade é devido a grande quantidade de material encaminhado para disposição em ARIPs, à capacidade destes acaba sendo esgotada em curtos períodos, levando à construção de novos aterros ou valas (GUTTERRES; ANDRIOLI, 2014).

Devido às características dos materiais usados na fabricação do calçado, esses podem ser reciclados de diversas maneiras, sendo alguns métodos já consolidados, como a fabricação de gelatina, couros aglomerados, óleos e produtos para alimentação animal (ração para cães). Outros métodos em desenvolvimento e que ainda estão em estudo, como o uso para cosméticos e hidrolisados de proteína, primeiramente para alimentação animal (PRIEBE; GUTTERRES, 2008).

A partir de 2014, as empresas preocupadas com esse passivo ambiental passaram a dotar outros métodos de destinação conforme gráfico da figura 1, porém ainda se tinha os resíduos que foram enterrados durante anos então passaram a abrir as valas destinando os materiais que ali estão, para coprocessamento. Em 2016 abriram a última vala do ARIP e retiraram o passivo ambiental sendo concluído em fevereiro de 2017 (SINDICATO DAS INDÚSTRIAS DE CALÇADOS, 2017). Em 2017 foram recebidas e destinadas 566,53 toneladas de resíduos industriais classes I e I.

**Figura 1:** Destinação dos resíduos gerados em 2017.



Fonte: Sindicato das indústrias de calçados 2017.

No gráfico da figura 1, fica clara a preocupação atual das empresas para com os resíduos por ela gerado, hoje primeiro se procura uma alternativa sustentável para a destinação e sim após esgotada todas possibilidades, os resíduos são destinados aos aterros afim de enterrá-los.

Ainda segundo esse relatório dos resíduos gerados a grande parte tem como destinação o

coprocessamento. Na Figura 2, mostra as principais alternativas usadas para a disposição de resíduos.

**Figura 2:** Alternativas mais usadas.



Kihara - Associação Brasileira de cimento Portland.

Os processos a seguir são os utilizados atualmente para a destinação dos resíduos gerados pelas empresas calçadistas, são eles: Coprocessamento; Incineração e Hidrólise térmica essa alternativa é usada no Sul do Brasil.

## 2.2. Coprocessamento

A coincineração, também denominada de coprocessamento é o uso de resíduos como matéria prima e/ou como uma fonte de energia. Nesse caso tem por substituir os recursos naturais minerais e os combustíveis fósseis, em processos industriais, principalmente em indústrias de energia intensiva como: produção de cimento e geração de energia. Esse método tem diversos benefícios como: uma redução e um maior controle dos níveis de emissão de poluentes pode-se substituir o combustível convencional em até 30%, há redução no consumo de energia, há também um aumento do investimento na área ambiental sem contar na melhoria da imagem da empresa na comunidade (SINDICATO NACIONAL DA INDÚSTRIA DE CIMENTO, 2009; LAMAS; PALAU; CAMARGO, 2013).

O processo do coprocessamento ocorre no interior de um forno rotativo que fornece uma região com temperatura entre 1400°C e 1500°C, com tempo de residência, turbulência e atmosfera capazes de garantir uma Eficiência de Destruição e Redução (EDR) de, no mínimo, 99,99% do Principal Composto Orgânico Persistente. Quanto aos componentes inorgânicos, que estarão presentes nas cinzas, estes são incorporados ao clínquer (principal componente para a produção do cimento) eliminando-se completamente o resíduo e o risco de passivos ambientais (SSMA EM FOCO, 2015).

Considerando a situação da indústria do cimento no Brasil, onde há grande capacidade ociosa e necessidade de uso de combustíveis mais baratos, a coincineração surgiu como uma grande oportunidade de negócio para o setor. Primeiro, as empresas reduzem custos operacionais, devido à diminuição da compra de combustível e de matéria prima. Segundo, elas aumentam seu faturamento por cobrarem, na maioria das vezes, pelo tratamento dos resíduos. Em alguns casos, a receita pela coincineração e a economia de combustível podem chegar a cerca de 10% do faturamento de uma fábrica (SANTI, 2003).

Segundo Rocha; Lins; Santo, (2011) foi considerado como mais adequado para designar a



prática adotada na indústria o termo co-incineração em substituição ao termo coprocessamento. Quando o resíduo é utilizado como combustível, o termo adequado é co-incineração e quando o resíduo é utilizado como fonte de calor e matéria-prima, podendo ser incorporado ao clínquer e melhorando a qualidade do produto, o termo mais apropriado é coprocessamento. Por isso Milanez, (2007) afirma que o usar a palavra coprocessamento é a mais adequada para a eliminação de resíduos não apenas pela geração de energia, mas pelo foco em colaborar com a sustentabilidade. Neste artigo será adotado o termo coprocessamento, pois os materiais pertinentes à fabricação do calçados depois de coprocessados são incorporados aos clínquer.

Os resíduos que podem ser coprocessados estão: EPIs, borrachas, pneus, borras oleosas, tintas e solventes, cinzas de fornos, solos contaminados, lodos de estações, embalagens, sacarias, madeiras, celulose, dentre outros, materiais esses similares aos utilizados na fabricação dos calçados.

Esse método coprocessar resíduos está em constante evolução e está sendo cada vez mais utilizado, por razões ambientais e energéticas. Os resíduos utilizados como combustíveis alternativos reduzem o custo do processo, por substituir combustíveis convencionais requeridos pelas elevadas temperaturas do forno de clínquer. Porém em relação ao aspecto ambiental, o coprocessamento é uma alternativa de eliminação de resíduos que poderiam ter uma disposição de maior impacto ambiental (ROCHA; LINS; SANTO, 2011, pag. 9).

### 2.3. Incineração

Lima, 1991, apresenta o conceito que a incineração é um processo de redução do peso, volume e das características de periculosidade dos resíduos, com a consequente eliminação da matéria orgânica e características de patogenicidade, através da combustão controlada. Hoje essa conceituação é ainda mais relevante, afirmando que a incineração é também um processo de reciclagem da energia liberada na queima dos materiais, visando à produção de energia elétrica e de vapor, que pode ser imediatamente convertido em frio/cogeração (CALDERONI, 1999).

Esse processo de degradação térmica dos resíduos ocorre dentro de um equipamento chamado incinerador que propicia uma temperatura entre 800°C e 1000°C, fornecendo tempo de residência e turbulência necessárias à degradação térmica dos resíduos. Esta degradação proporciona a redução do volume, transformando-os em cinzas, que ainda precisam ser dispostas em aterros controlados. É obrigatório um controle e monitoramento da composição das cinzas, podendo ser necessários processos de estabilização ou inertização para evitar a contaminação do meio ambiente (SSMA EM FOCO, 2015).

Entre os resíduos que podem ser incinerados: Bifenilas policloradas (ascarel), organoclorados, organofosforados, reagentes de laboratório, serviço de saúde (autoclave), dentre outros, esses materiais por sua vez não se assemelham aos utilizados na produção de calçados, esse método é mais utilizados quando se trata de resíduos urbanos.

Segundo Menezes; Gerlach, (2000) a incineração pode ser ambientalmente correta e aliada na proteção do meio ambiente, desde que sejam operadas por equipes qualificadas e treinadas, e sejam acompanhadas pela comunidade e pelos agentes ambientais, públicos e privados, soluções para o gerenciamento e disposição dos resíduos sólidos são cada vez mais necessárias, pois este problema é crescente e tem sido reconhecido como um imenso fator de agravamento da crise ambiental.

No Brasil, a incineração é utilizada para resolver a questão da disposição final de resíduos perigosos e parte dos resíduos hospitalares. Porém, essa tecnologia utilizada atualmente no país não se faz o uso do aproveitamento energético, para esse fim seriam necessários alguns aprimoramentos tecnológicos para permitir esse aproveitamento de forma economicamente viável e ambientalmente correta (MORGADO; FERREIRA, 2006).

A presença de Cr nas cinzas do processo de incineração tem instigado vários pesquisadores à investigação de alternativas para o aproveitamento deste mineral, dentre eles e o traz benefícios para esse estudo em questão será o aproveitamento proposto por Yilmaz et al, (2007) da obtenção de óleos combustíveis e gases para geração de energia.

Segundo Chirico, (2013) em os custos da incineração de resíduos, hoje em dia os custos para as implantações de incineração de resíduos conforme as novas normas de preservação ambiental são muitos altos, devem-se investir grandes somas essencialmente na construção das seções de depuração de fumaça, com isso as despesas com os investimentos necessários à construção de uma implantação de incineração de resíduos urbanos superam em muito a renda proveniente da venda do calor fornecido pelos resíduos.

Dadas as tecnologias disponíveis atualmente e as normas em vigor, é necessário prever em média um investimento de 150 milhões de ECU (excluso o preço do terreno) para a construção de uma implantação de incineração de resíduos com uma capacidade de 100.000 toneladas por ano, logo com competência para atender 200.000 habitantes. Por motivos técnicos, construir somente uma implantação de incineração de resíduos grande é menos oneroso que construir 67 diversas implantações pequenas. Nas zonas de menor densidade populacional será necessária uma cooperação entre cidades de comunidades circundantes. Atualmente não é mais tendência na Europa construir uma implantação de incineração de resíduos para cada cidade, mas sim para cada centro regional, com capacidade de até 400.000 toneladas de resíduos por ano (CHIRICO, 1996, p 88).

#### 2.4. Hidrólise térmica

O processo de hidrólise térmica é usado como método de destinação de resíduos como lamas, que consiste em dissolver a matéria orgânica utilizando pressão e temperatura (CAMBI, 2009).

Determinada indústria situada em Portão RS adotou esse método como solução para todos resíduos de couros utilizados nas empresas, cujo este material é base da matéria prima, as aparas de couro são hidrolisados em reatores especiais, num ambiente controlado, com alta temperatura e alta pressão, promovendo sua transformação em gelatina, por um processo de hidrólise térmica enzimática. Em seguida, a gelatina passa por um processo de secagem, a uma temperatura controlada, onde é estabilizada e sucessivamente enviada para peneiramento, obtendo adubos orgânicos, com diferentes granulometrias, prontos para expedição. O processo não utiliza produtos químicos e atende todas as exigências ambientais.

Nas culturas onde está ocorrendo essa substituição de adubos minerais pelos adubos de couro, garante-se de forma segura maior sucesso nos processos produtivos (CIAVATTA; GESSA, 1997). Alegam esses autores que não há dúvidas que o couro hidrolisado desenvolve características com mais precisão que os adubos vegetais. Esse fertilizante é classificado como fertilizante de nitrogênio, de acordo com a lei Italiana de fertilizantes (ITÁLIA, 1984).

#### 2.5. Geração de Energia a partir da queima de resíduos industriais

Segundo estimativa da de uma empresa Y a geração de energia elétrica a partir da queima de resíduos sejam eles industriais, urbanos, é uma atividade que tem grande potencial de desenvolvimento no País, e pode se tornar viável em escala expressiva, favorecendo o meio ambiente e solucionando o problema do País.

Marcelo Cordaro, presidente da empresa citada acima - Tecnologia no Brasil, ela que foi responsável pela implantação de mais de 100 usinas de geração de energia a partir de resíduos na Europa, afirma que o investimento estimado em uma usina com capacidade para processar 1.200 toneladas/dia é de R\$ 345 a 390 milhões, com retorno previsto dentro do esperado. “A cidade de São Paulo produz algo como 12 mil toneladas de lixo por dia, o que permitiria gerar aproximadamente 300 MW de energia, o suficiente para abastecer 1 milhão de habitantes”.

Segundo agência de reciclagem governamental da Alemanha, cujo país é um exemplo, onde a incineração de resíduos urbanos, domésticos tem uma longa tradição, em 2016 já existia 68 usinas municipais de incineração de lixo. Todas as instalações de incineração de resíduos utilizam a energia resultante como eletricidade, vapor de processo e aquecimento urbano (BUNDESAMT, 2016). Sua reciclagem opera em uma escala grande. Por exemplo, os números do lixo: 66% já são reciclados, 34% incinerados, sendo que vai para aterro é zero por cento (SIRKIS, 2013).



## 2.6. Legislações Ambientais

A reciclagem e outras formas de destinação dos resíduos industriais vem sendo tema de muitas pesquisas, conforme Gázquez et al (2009) formas de evitar o lançamento dos resíduos ao meio ambiente, gera não só benefícios a saúde do meio ambiente, como também agrega valor ao produto, devendo-se atentar para os impactos, devem-se cumprir os regulamentos existentes a nível nacional e/ou internacional.

Muitos são os benefícios da queima do lixo para o meio ambiente, porém os avanços tecnológicos ainda são pouco conhecidos no Brasil, sem contar que a legislação ainda é tímida porque tem regulamentado aterros, cuja atividade traz prejuízos para o meio ambiente em termos de emissão de gás metano. Segundo Cordaro 2017 a tecnologia de incineração do lixo avançou muito e conta com um forte controle das emissões de gases, mas a percepção no Brasil ainda é a dos velhos incineradores, já desativados e que eram pouco eficientes em termos tecnológicos e de emissões.

Para que a geração de energia a partir da queima do lixo se torne uma realidade no Brasil, é importante que alguns projetos de lei em tramitação no Congresso, regulamentem a operação da planta. As perspectivas começam a melhorar em função da possibilidade do projeto de lei de Resíduos Sólidos. Também há expectativa com a possível criação de um regime tributário especial para fontes alternativas de energia e a inclusão da queima do lixo nessa proposta (CORDARO, 2017).

Conforme site de comparação de energia da Alemanha, neste país, as usinas de incineração de resíduos estão em operação desde o final do século XIX. Essas usinas devem atender diversos requisitos para sua operação. Os gases de combustão que são produzidos durante o processo, contêm poluentes que não devem exceder valores limites estipulados. Atualmente, a maioria das plantas de incineração de resíduos operados, tem uma estrutura que pode ser comparável (ENERGIEVERGLEICH, 2016).

A legislação brasileira (Resolução 264 Conselho Nacional de Meio Ambiente – CONAMA, 1999) estabelece duas classes de resíduos que podem ser coprocessados em processos industriais: os resíduos que podem substituir, em parte, a matéria-prima, caso tenham características similares a esta e os resíduos com alto poder energético que podem ser usados como combustíveis secundários.

Conforme Chirico, (1996) a legislação, em matéria de proteção ambiental, estabelece que antes da construção de uma implantação de eliminação de resíduos deve ser executado um estudo de impacto ambiental. Na documentação a ser entregue para assim ter a obtenção da autorização deverá incluir obrigatoriamente uma avaliação do impacto ambiental com as finalidades de informar a autoridade administrativa competente para aprovação do projeto, ilustrar os dados e os problemas ambientais identificados durante a elaboração do projeto, os quais deverão ser levados em conta e prever, se for o caso, medidas destinadas para eliminação, redução, ou compensação dos efeitos nocivos para o meio ambiente.

## 2.8. Análise do poder calorífico dos resíduos

Os valores encontrados de poder calorífico superior e inferior foram respectivamente de 5170 kcal/kg e 4.835 kcal/kg. Segundo Taborski et al (2005) os combustíveis que apresentam poder calorífico superior a 2150 kcal/kg e 3000 kcal/kg permitem uma combustão autossustentável, não havendo necessidade de um combustível auxiliar, desde que a umidade não exceda 50%. Vários autores estudaram o poder calorífico dos materiais usados na fabricação do calçado, Godinho (2006) caracterizou aparas de couro e chegou a um resultado de 4.406 kcal/kg de poder calorífico superior e de 3959 kcal/kg de poder calorífico inferior. Órgiles (1994) destaca esse poder calorífico nos valores de 4.500 kcal/kg ou 18840 J/g, aproximadamente 45% de Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, menos de 2% de enxofre, considerado um valor baixo. Além de que o couro possui sais, sulfitos e principalmente metais pesados (PEREIRA et al, 2008).

Diversos autores confirmam a possibilidade de utilização do couro em processos de tratamento térmico e em biocombustíveis (GODINHO et al, 2011; YILMAZ et al, 2007). Segundo Godinho 2011, a

possibilidade de recuperação do calor produzido no tratamento térmico é a produção de vapor saturado, que pode ser utilizado nas indústrias do setor calçadista.

Essas características fazem com que esse material seja um dos adequado como combustível em um processo de incineração controlada, cujo pode se recuperar energia térmica ou energia elétrica, visto que têm características adequadas para combustão e alto poder calorífico parâmetro fundamental para os processos de combustão CONAMA, 2002 (Conselho Nacional do Meio Ambiente).

Segundo Riehl (2015), o processo de combustão não controlado pode causar danos a saúde e o meio ambiente, que vão desde a c formação de compostos ácidos á formação de compostos carcinogênicos, a liberação de compostos como NOx e SOx, causam poluição atmosféricas podendo gerar a chuva ácida. Conforme TEC (tecnologia em calor) 2018, o poder calorífico inferior dos materiais como borracha são de 4000 kcal/kg e trapos de pano 4200 kcal/kg.

### 3. MATERIAL E MÉTODOS

Metodologia usada neste artigo foi uma pesquisa em caráter aplicado das alternativas existentes de geração de energia através de alternativas de fontes renováveis.

Primeiro: Pesquisa bibliográfica sobre métodos utilizados atualmente, coprocessamento, Incineração e Hidrólise térmica.

Segundo: Uma pesquisa e contato com Sindicato das indústrias para saber se já tem algo com base neste tema. Análise da empresa, custos mensal no descarte dos resíduos sólidos, e a mensuração da quantidade de resíduos que esta empresa gera mensalmente, posterior a isso uma analisem de possíveis parcerias na região caso for implantado o método proposto.

Terceiro: Análise da forma de energia mais adequada para o resíduo gerado, com base no seu poder calorífico.

#### 3.1. Tipos e classificação dos resíduos

Os resíduos gerados pela empresa em estudo são destinados a uma central de recolhimento da cidade, cujo é a responsável pela destinação correta dos materiais conforme a tabela 1 abaixo, os tipos de resíduos produzidos na empresa estudada conforme sua classificação, seguido com o valor pago por kg para a central de recolhimento.

**Tabela 1:** Classificação dos resíduos e valor pago em kg.

Classe	Produto	Valor R\$/kg
Classe I/ Coprocesamento	Couro cromo	0,67
	Pó de couro	0,67
	Rachado	0,67
Reciclável/Venda	Contraforte	0,30
	Latas II	0,30
	Carretel	0,30
Reciclável/ Doação	Adaflex/Serraflex	0,30
	Dublados	0,67
	EVA	0,30
Classe II/Coprocesamento	Couro Atanado	0,67
	Forro PU	0,67
	Palmilha Dublada	0,67
	Pano	0,67
	Pó classe 2	0,67
	Resto recouro	0,67
	Sapatos peças	0,67
	Varrição de Fábrica	0,67

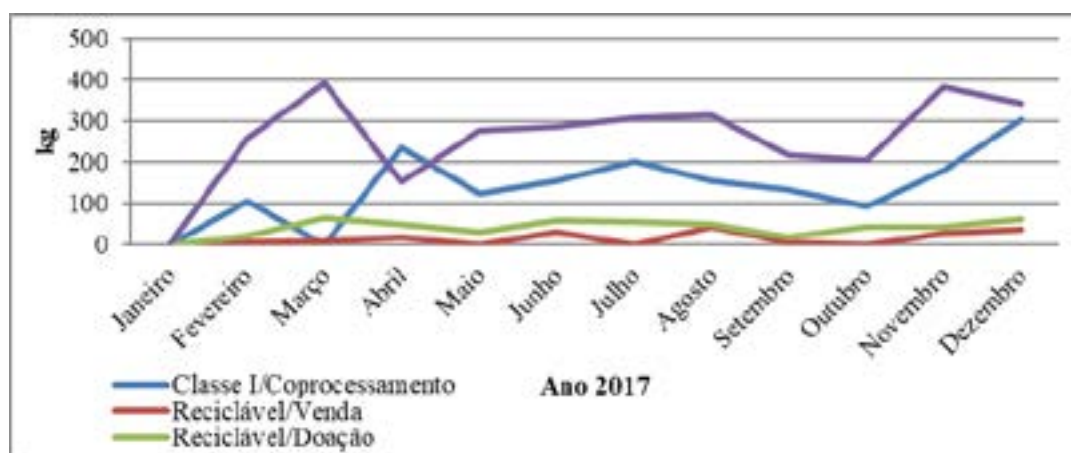


Na tabela 1, os resíduos classificados por classe I e classe II, são os materiais com volume maior na confecção de calçados desta empresa, visto que a mesma trabalha com sapatos em couro, cujo valor pago é maior do que os materiais em sintéticos ou tecidos. Salienta-se que os materiais com destinação a reciclável/doação são também pagos para a central de recolhimento de resíduos. Conforme informação do sindicato todas aparas de couros são destinados a empresa X, situada em Portão RS, essa visa eliminar o passivo ambiental gerado pelo setor coureiro/calçadista do RS, recuperando 100% dos resíduos de couros curtidos, que correspondem a um volume anual de 35 mil toneladas, a empresa tem capacidade de recuperar 100 toneladas diárias de resíduos curtidos que, sem esta alternativa, seriam destinados a aterros industriais.

### 3.2 Verificação do volume de resíduos gerados e o consumo energia elétrica

Neste tópico trata-se dos dados coletados da empresa calçadista no ano de 2017, o volume de resíduos gerados, o consumo de energia elétrica paga durante esse ano. Conforme o gráfico da figura 3, o resultado da coleta dos volumes dos resíduos gerados durante o ano de 2017.

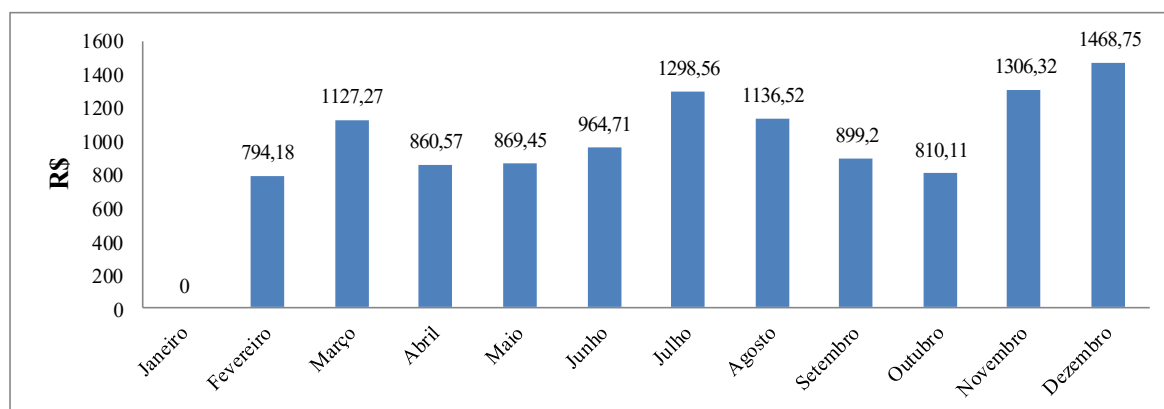
**Figura 3:** Quantidade dos resíduos gerados em 2017 pela empresa em estudo.



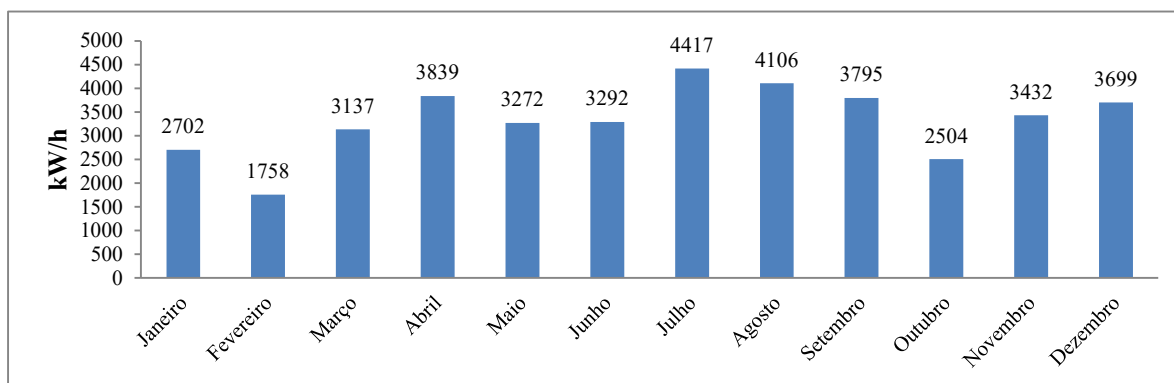
O gráfico da figura 3, mostra que se obteve uma maior geração de resíduos da classe II, material usado para confecção da maior parte do calçado, seguido dos resíduos da classe I, depois dos resíduos destinados á reciclável/doação, e por fim do resíduo reciclável/venda.

O somatório da quantidade de resíduos gerados em 2017 foi de 5475,60 quilogramas. No gráfico da figura 4 segue o somatório do valor que a empresa paga em R\$ pela quantidade de resíduos que geraram em 2017.

**Figura 4:** Valor em R\$ pagos em 2017.



Com o somatório dos valores pagos para a destinação dos resíduos gerados em 2017 conforme a gráfico da Figura 5, teve um custo de R\$ 11535,64 neste período.

**Figura 5:** Consumo de energia elétrica kW/h em 2017.

O gráfico da figura 5 detalha a energia elétrica consumida durante um ano, teve um total de 39953 kwh neste período. O valor total pago durante esse período foi de R\$ 27625,94 assume-se que a empresa teve um custo total de R\$ 39163,64 anual em energia elétrica mais o custo pago para destinação dos resíduos.

Atualmente os resíduos recolhidos pela central de resíduos pelo sindicato de Três Coroas tem as seguintes destinações:

Resíduos de aparas de couro são destinados para hidrólise térmica.

Resíduos de aparas de couro dublado, calçados picado (couro), tecido (dublado solvente), espuma (dublado solvente), panos sujos, pó de couro, plásticos contaminados, papelão com adesivo são destinados para Coprocessamento (Classe I).

Resíduos de forro PU, calçados picados (PU), tecido (dublado à base d'água), alguns tipos de espuma (dublada à base d'água), pós Classe II, borracha de látex, borracha SBR, plásticos e papeis não recicláveis, destinação: Coprocessamento (Classe II).

Resíduos de papelão timbó e papelão de palmilha, destinação é a reutilização.

Resíduos: Aparas de EVA (reciclável), destinação é a reciclagem. Este resíduo volta para os fabricantes de solas onde são incorporados novamente à matéria prima.

Resíduos de espuma dublada (à base d'água) e espuma simples tem como destino a reutilização pelas empresas de fabricação de colchões.

### 3.3 Capacidade Energética

Para mensurar a capacidade energética dos resíduos gerados pela empresa em estudo utilizou-se o poder calorífico em torno de 4000 kcal/kg, visto que a capacidade deles ficam em torno deste valor. Para esse cálculo será considerado apenas os valores dos resíduos de classe I e classe II, pois são os de maior volume nesta empresa, que no ano de 2017 gerou 4821,80 quilogramas destes resíduos, os materiais restantes são com representam um volume menor e esses já possuem uma destinação, não agredindo o meio ambiente, pois são reaproveitados.

Poder calorífico total (kcal/kg) = Poder calorífico médio dos materiais (kcal/kg) x Quantidade de resíduo gerada (kg), logo:

$$\text{Poder calorífico total} = 4000 \times 4821,80;$$

$$\text{Poder calorífico total} = 19.287, 200 \text{ kcal/kg.}$$

## 3. CONCLUSÕES

A pesquisa foi realizada em uma empresa de pequeno porte nesta região, e mesmo se tratando de uma pequena empresa os custos por ela gerados com resíduos são relevantes, ficando em torno de R\$ 11.000,00 anuais, valor esse que mesmo os materiais destinados a doação se paga para o



recolhimento, pois a empresa não pode simplesmente doar para qualquer entidade visto que ela será responsável caso o descarte deste resíduo seja feito de forma irregular. Então por segurança quanto esse quesito a empresa paga para o sindicato das indústrias da região fazer o recolhimento e a doação para entidades cadastradas.

O coprocessamento é o mais utilizado nas empresas da região, visto que as cinzas por ele geradas são incorporadas ao clínquer, porém uma forma de melhor aproveitamento seria através da coincineração, pois além de aproveitar as cinzas para o clínquer, o calor gerado para a transformação deste resíduo poderia ser utilizado como combustível para geração de energia e assim reduzir o valor pago em energia elétrica.

Visto que o custo de implantação/construção de uma planta para geração de energia é altíssimo, uma das melhores soluções seria a parceria com o sindicato das indústrias visto que este já faz o recolhimento dos resíduos, essa parceria se daria não só para a construção da planta de geração de energia, mas também o sindicato atuando como elo entre as empresas para ajuda mútua com isso a energia gerada poderia ser usada por todas as empresas parceiras, esse método proposto é novo e nunca testado por empresas deste segmento.

Considerando o poder calorífico do couro, são similares aos outros encontrados em outras biomassas, isso confirma a possibilidade de utilização destes resíduos como biocombustíveis ou em processos de tratamento térmico, sendo que esses já foram estudados e conduzidos pesquisas por diversos autores citados acima no referencial teórico.

A partir da avaliação dos resultados obtidos neste estudo, das oportunidades de reciclagem e aproveitamento, verificou-se um potencial calorífico expressivo nestes resíduos, os grandes volumes gerados pelas empresas (todas juntas), neste caso não se trata apenas da empresa estudada visto que esta gera um volume baixo de resíduos, o que não seria possível a implantação de um tratamento térmico quando se fala desta empresa sozinha, porém quando se faz a parceria o volume é considerável e tendo em vista a escassez de energia e dos aterros industriais. A melhor forma para a solução deste problema seria uma alternativa interessante o processo de tratamento térmico, cujo resultado seria a reversão destes resíduos em material combustível para a geração de energia térmica que poderá ser utilizado no sistema como em caldeiras, ou até mesmo em energia elétrica.

## REFERÊNCIAS

- ABETRE, Associação Brasileira de Empresas de Tratamento de Resíduos. Perfil do setor de tratamento de resíduos e serviços ambientais - São Paulo – SP, 2006.
- BUNDESAMT, Umwelt. Müllverbrennungsanlage In einer Müllverbrennungsanlage (MVA) werden Abfälle nach thermischen Verfahren entsorgt. Incinerador - Em uma usina de incineração de resíduos (MVA), os resíduos são descartados por processos térmicos. Alemanha, 2016 - Disponível em <https://bit.ly/2KsLyjs> (acesso em 30/04/2018).
- CALDERONI, Sabetai, “Os Bilhões Perdidos no Lixo” - 3ª edição Humanitas – São Paulo – SP, 1999.
- CAMBI, Degremont, Hidrólise térmica, uma solução energeticamente eficiente e sustentável – Anais Workshop - Ambiarbe – (2009).
- CHIRICO, Vicenti di, Incineração de resíduos urbanos - Schweizerische Rückversicherungs-Gesellschaft TM - Zürich, 1996. Tradução autorizada pelo titular em 2013. Tradução em português: Paula Mantovanini / Gandolla Mauro Atualização dos dados: Gandolla Mauro (2013).
- CIAVATTA, Cláudio; GESSA, C, Chromium-containing fertilizers end their production. In CANALI, S; TITTARELLI, F. and SEQUI, P, Chromium environmental issues. Milano- Italy: Franco Angeli, p 63-82, 1997.
- CONAMA, RESOLUÇÃO CONAMA - nº 264, de 26 de agosto de 1999 - Publicada no DOU no 54, de 20 de março de 2000, Seção 1, páginas 80-83.
- CONAMA, RESOLUÇÃO CONAMA - nº 316, de 29 de outubro de 2002 - Publicada no DOU no 224, de 20 de novembro de 2002, Seção 1, páginas 92-95.
- CORDARO, Marcelo, Queima de lixo no Brasil pode gerar 300 MW de energia em 5 anos – Disponível em <http://www.ecomapa.com.br/blog/ler.asp?cod=35> (acesso em 10/04/2018) - São Paulo – SP, 2017.
- ENERGIEVERGLEICH, De. Thermische Abfallbehandlung - Tratamento de resíduos térmicos – Disponível em <https://www.energievergleich.de/energie-lexikon/muellverbrennungsanlage/> (acesso em 30/04/2018) – Alemanha, 2016.
- GÁZQUEZ, M.; BOLIVAR, J. P.; GARCIA – TENORIO, R.; VACA, F. Physicochemical characterization of raw materials and co-products from the titanium dioxide. Journal of Hazardous Materials, v. 166. Pág. 1429-1440, 2009.

- GODINHO, Marcelo; BIRRIEL, Eliena Jonko; MARCILIO, Nilson Romeu; MASOTTI, Leonardo; MARTINS, Celso Brisolara; WENZEL, Bruno München. High-temperature corrosion during the thermal treatment of footwear leather wastes. *Fuel Processing Technology*, v. 92, n. 5, pág. 1019-1025, 2011.
- GODINHO, Marcelo. Gaseificação e combustão combinadas de resíduos sólidos da indústria coureiro-calçadista. 2006. 106 f. Tese (Doutorado em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), Porto Alegre, 2006.
- GUTTERRES, M; ANDRIOLI, E, Processos alternativos ao tratamento dos resíduos sólidos gerados pela indústria coureiro-calçadista – Anais: XX Congresso de engenharia química – Florianópolis – SC, 2014.
- ITÁLIA, LAW nº 748, de 19 de outubro 1984- Nuove Norme per la Disciplina dei Fertilizzanti. M.A.F – Ministero dell’Agricoltura e delle Foreste. Suppl ord G U n. 305, del 6 novembre 1984. Law del Italy.
- KIHARA, Yushiro, Coprocessamento de Resíduos em Fornos de Cimento: Resíduos Urbanos – Associação Brasileira de Cimentos Portland- CMRR pag 3, 2009.
- LAMAS, Wendell de Queiroz; PALAU, José Carlos Fortes; CAMARGO, José Rubens, Waste materials co-processing in cement industry: Ecological efficiency of waste reuse. *Renew Sust Energ Rev*, v. 19, p. 200–207, 2013.
- LEWIS, Jordan, Alianças estratégicas são a nova arma competitiva das empresas - São Paulo - Campus, 1990.
- LIMA, Luiz Mário Queiroz, Tratamento de Lixo - 2ª edição Hemus Editora - São Paulo, 1991.
- LORA, E. E. S, Prevenção e controle da poluição nos setores energéticos, industrial e de transporte - Ed. Interciências – ANEEL – Brasília, 2000.
- MENEZES, Ricardo A. Amaral; GERLACH, José Luiz, Estágio atual da incineração no Brasil – Anais: VII Seminário nacional de resíduos sólidos e limpeza Pública – Barigui – Curitiba, 200.
- MESQUITA, Adolfo Macêdo; VASCONCELOS, Diogo Sergio César, Utilização do Ciclo PDCA e das Ferramentas da Qualidade na Elaboração de um Procedimento Operacional Padrão (POP). Anais: XVI SIMPEP – Simpósio de Engenharia de Produção. Bauru/SP: UNESP, 2009.
- MILANEZ, Bruno. Coincinação de resíduos industriais em fornos de cimento: problemas e desafios. In: 9º Encontro Nacional sobre Gestão Empresarial e Meio Ambiente, Anais: Curitiba: ENGEMA, 2007.
- MORGADO, Túlio Cintra; FERREIRA, Osmar Mendes, Incineração de Resíduos sólidos urbanos, aproveitamento na geração de energia. Estudo para a região metropolitana de Goiânia. Goiânia- 2006. Disponível em - [http://web-resol.org/textos/incineracao\\_de\\_residuos\\_solidos\\_urbanos,.pdf](http://web-resol.org/textos/incineracao_de_residuos_solidos_urbanos,.pdf) (acesso em 28/05/2018).
- ÓRGILES, A.C. Recuperação de cromo e energia a partir de resíduo de couro. *Tecnicouro*, Novo Hamburgo, RS, v. 16, n. 3, Pág. 6. 1994.
- PEREIRA, Samanta; ZILO, Juciele; AZEVEDO, André; MARCILIO, Nilson R.; GODINHO, Marcelo; MASOTTI, Leonardo; MARTINS, Celso B.; GUTTERRES, Mariliz. Produção de cromato de sódio a partir das cinzas da Incineração de resíduos de couro. In: GUTTERRES, Mariliz. A ciência rumo a tecnologia do couro, v. 1. Pág. 381-389. Porto Alegre: Triplice, 2008.
- PNRS, Lei nº 12.305/10, Política Nacional de Resíduos Sólidos (PNRS). Disponível em <http://www.mma.gov.br/pol%C3%ADtica-de-res%C3%ADuos-s%C3%B3lidos> (acesso em 15/05/2018).
- PRIEBE, Guilherme P. S.; GUTTERRES, Mariliz. Produção de óleos derivados do processamento de peles de curtumes. In: GUTTERRES, Mariliz. A ciência rumo a tecnologia do couro, vol.1. Pág. 326-336. Porto Alegre: Triplice, 2008.
- RIEHL, Alice. Caracterização de resíduos de couro provenientes de um aterro industrial. 2015. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade do Vale do Rio dos Sinos Ciências Exatas e Tecnológicas (UNISINOS), São Leopoldo, RS, 2015.
- ROCHA, Sônia Denise Ferreira; LINS, Vanessa de Freitas cunha; SANTO, Belinazir Costa do Espírito, Aspectos do coprocessamento de resíduos em fornos de clínquer – Anais Engenharia sanitária ambiental- vol 16- Rio de Janeiro, 2011.
- SANTOS, Osmildo Sobral.; PEREIRA, Julio Cesar Silveira; OKANO, Marcelo Tsugio, A Implantação da Ferramenta da Qualidade MASP para Melhoria Contínua em uma Indústria Vidreira. Anais: XV SIMPOI – Simpósio de Administração da Produção, Logística e Operações Internacionais. São Paulo/SP: FGV, 2010.
- SANTI, Maria Moura Auxiliadora. Coincinação e coprocessamento de resíduos industriais perigosos em fornos de clínquer. Campinas, 2003. Tese Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica. Campinas: Universidade Estadual de Campinas.
- SLACK, Nigel; CHAMBERS, Stuart; JOHNSTON, Robert, Administração da produção - São Paulo - Atlas, 1997.
- SINDICATO NACIONAL DAS INDÚSTRIAS DE TRÊS COROAS, Relatório das atividades do sindicato das indústrias de 2017 – Três Coroas – RS, 2017.
- SINDICATO NACIONAL DA INDÚSTRIA DE CIMENTO, Relatório Anual 2009 -Disponível em [http://snic.org.br/assets/pdf/relatorio\\_anual/rel\\_anual\\_2009.pdf](http://snic.org.br/assets/pdf/relatorio_anual/rel_anual_2009.pdf) (acesso em 10/04/2018).



SIRKIS, Alfredo. Alemanha o fim dos aterros sanitários. – Alemanha – 2013. Disponível em <https://bit.ly/2yKzXaU> (acesso em 30/04/2018).

SSMA EM FOCO, saúde, segurança e meio ambiente em foco, Incineração X Coprocessamento – 2015. Disponível em <https://bit.ly/2xkX5fj> (acesso 10/04/2018).

TABORSKI, Witold.; KOWALSKI, Zygmunt.; WZOREK, Zbigniew. KONOPKA, Michael. Thermal utilization of leather scrap after chrome tanning. Journal of the American Leather Chemists Association. v.100, p. 344-353, 2005.

TEC, tecnologia em calor, Tabela – Poder Calorífico Inferior. Disponível em <http://www.teccalor.com.br/PDF/TabelaPoderCalorifico.pdf> (acesso 18/06/2018).

VAZ, Henrique Passin; SILVA, Leandro Aparecido Badaró Ferreira; MARTINS, Marcos Leandro; JUNIOR, Olayr Modesto, Aproveitamento dos resíduos de couro curtidos com cromo: resíduos da rebaixadeira. Anais: II Encontro Científico e II Simpósio de Educação – Unisaesiano. Lins/SP, 2009.

YILMAZ, Onur; KANTARLI, Cem; YUKSEL, Mithat; SAGLAM, Mehmet; YANIK, Jale, Conversion of leather wastes to useful products. Resources, Conservation and Recycling, v. 49, pág. 436-448, 2007.

ZEN, Aurora Carneiro. Recursos, Competências e Capacidade de Inovação: um Estudo de Múltiplos Casos na Indústria Eletroeletrônica no Rio Grande do Sul - Revista de Administração e Inovação – pg 177-201 - São Paulo- SP, 2012.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## SISTEMA AUTOMÁTICO DE GERAÇÃO DA CURVA I-V PARA MÓDULOS FOTOVOLTAICOS

Marcelino, Roderval <sup>(1)</sup>

Crotti, Yuri <sup>(2)</sup>

Gruber, Vilson <sup>(3)</sup>

Macarini, Luiz A. <sup>(4)</sup>

### ABSTRACT

Nowadays, the humanity searches for alternative energy sources. The conversion of solar energy in electric energy is one of the most promising alternatives for clean and sustainable energy. Brazil is a privileged country when comes to solar disponibility. Thinking about to create new strategies that helps with a better exploitation of the natural resources available around the edifications, in special the solar resource, comes up the concept of Building Integrated Photovoltaics (BIPV). The I-V curve have a fundamental importance to evaluate the photovoltaic device's electric properties. This work proposes the development of a system to measure automatically the I-V curve of a photovoltaic ceramic tiles. This system presents the integration of tools like LabView and the CompactDAQ acquisition board. The developed system presents reliable results and is suitable to measure the I-V curve of photovoltaic devices. The obtained results can be compared with a commercial system.

**Keywords — I-V curve, Photovoltaic Systems, Photovoltaic Ceramic Tile, Data Acquisition**

### 1. INTRODUCTION

No contexto atual de desenvolvimento sustentável, a humanidade busca fontes alternativas de energia. A conversão de energia solar em energia elétrica é uma das alternativas mais promissoras na geração de eletricidade e ocorre de forma limpa e sustentável [1]. Nos últimos anos, a energia solar vem ganhando importância pela crescente demanda energética mundial, as perspectivas de escassez dos combustíveis fósseis e as motivações ambientais ligadas ao aquecimento global. Atualmente, pode ser destacado o avanço tecnológico e a competitividade da energia solar fotovoltaica como fatores decisivos para sua inserção na matriz elétrica [2].

<sup>(1)</sup> Prof. Dr., Universidade Federal de Santa Catarina-UFSC, Brazil, roderval.marcelino@ufsc.br

<sup>(2)</sup> Mestrando; Universidade Federal de Santa Catarina-UFSC. Brazil yuricrotti@hotmail.com

<sup>(3)</sup> Prof. Dr., Universidade Federal de Santa Catarina-UFSC, Brazil, vilson.gruber@ufsc.br

<sup>(4)</sup> Mestrando; Universidade Federal de Santa Catarina-UFSC. Brazil luizbuschetto@gmail.com



Os países localizados na região do Equador, como o Brasil, são privilegiados quando se trata de disponibilidade solar. Isto porque se localizam em uma região da Terra onde a radiação solar é uma das mais altas do mundo. A maior parte do território brasileiro está localizada relativamente próxima da linha do Equador. Por isso, não se observam grandes variações na duração solar do dia em nosso território [3].

Dentro deste cenário, visando o desenvolvimento de novas estratégias que culminem em um maior aproveitamento dos recursos naturais disponíveis no entorno das edificações, em especial o recurso solar, surge o conceito *Building Integrated Photovoltaics* (BIPV). Este, preza pela integração de sistemas fotovoltaicos em elementos arquitetônicos. Tem-se como objetivo substituir materiais de construção civil convencionais nas partes externas dos edifícios, dando uma nova função para esses elementos [4]. Com isso, surgem os Revestimentos Cerâmicos Fotovoltaicos, que dentre outras funções, são capazes de gerar energia para suprir parte das necessidades energéticas da própria edificação.

A determinação da curva característica de corrente por tensão (curva I-V) é de fundamental importância na qualificação das propriedades elétricas de um dispositivo fotovoltaico. Esta tem de ser feita sob condições específicas de temperatura e irradiância, que muitas vezes são difíceis de serem obtidas. Quando a curva I-V é obtida fora da condição padrão ou quando se deseja conhecer seu comportamento em uma condição diferente da medida, se faz necessária a aplicação de algum método de correção ou translação[5].

Este trabalho se propõe a desenvolver um sistema de medições automáticas de curvas I-V para revestimentos cerâmicos fotovoltaicos. Este sistema apresenta a integração de ferramentas como LabView, equipamentos como a placa de aquisição CompactDAQ e uma carga eletrônica programável, podendo gerar curvas I-V sem a interferência humana no processo.

Este trabalho está estruturado na seguinte forma: na Seção referencial teórico, é apresentado o referencial teórico relacionado com tema abordado; na Seção metodologia é apresentada a metodologia utilizada para o desenvolvimento do trabalho; na Seção resultados, são apresentados os resultados obtidos na realização deste. E por fim, na Seção conclusão é apresentada a conclusão baseada nos resultados obtidos.

## 2. REFERENCIAL TEÓRICO

Nesta seção, serão apresentados os conceitos necessários para o entendimento deste trabalho

### 2.1. Revestimentos Cerâmicos

Os revestimentos cerâmicos são uma mistura de argila e outras matérias-primas inorgânicas, queimadas em altas temperaturas [6]. São fabricados com diferentes tipos de matérias-primas naturais e sintéticas. Um revestimento cerâmico tradicional é fabricado geralmente por materiais como argila, quartzo e feldspato. A matéria-prima mais utilizada é a argila, pois se trata de um material muito barato, encontrado naturalmente e com grande abundância [7] [8].

Os revestimentos cerâmicos podem ser esmaltados ou não-esmaltados, onde o esmalte corresponde a uma fina cobertura vítrea que impermeabiliza e decora uma das faces da placa.

O esmalte pode ser aplicado no suporte cru, em que a peça sofre uma única queima (monoqueima), ou aplicado no suporte já queimado, sendo realizada uma segunda queima (biqueima). A terceira queima é utilizada em placas já queimadas e decoradas em monoqueima ou biqueima, que são submetidas a uma nova esmaltação e queima.

De acordo com o processo de preparação da massa, o revestimento cerâmico pode ser classificado em via úmida ou via seca [9].

Dentre as propriedades dos revestimento cerâmicos, podemos citar a resistência mecânica à flexão. Esta corresponde à máxima tensão por unidade de área suportada por um componente sem quebrar, quando submetida a uma determinada carga.

As principais formas de solitação mecânica de um material são: tração, compressão, flexão, torção e cisalhamento. De acordo com as normas ISO 13006 e NBR 13818, as placas cerâmicas para revestimento podem ser classificadas através da carga máxima suportada relacionada com o valor de absorção de água, através de um experimento denominado ensaio de flexão de três pontos.

Em relação as propriedades térmicas, podemos citar o acoplamento esmalte-suporte. Durante a etapa de queima, ocorre a sinterização simultânea das camadas de esmaltes com o suporte. Como a composição destas camadas é distinta, ocorrem diferentes tipos de reações e comportamentos físicos.

O empenamento e as tensões surgem durante o resfriamento da peça no forno, quando o esmalte e o suporte já estão rígidos, sendo causados pelo fato de que estes materiais (esmalte e suporte) sofrem contrações diferentes nesta etapa. Nesta temperatura, a camada de esmalte e suporte tem as mesmas dimensões, já que para qualquer diminuição de tamanho do suporte o vidro se acomodará, pois a essa temperatura encontra-se em um estado viscoso.

À medida que a peça vai sendo resfriada, o vidro começa a se solidificar até se tornar um material rígido, fortemente aderido ao suporte. A temperatura na qual essa condição ocorre é denominada Temperatura de Acoplamento Efetivo [10][7].

Além disso, pode ser citada a estabilidade dimensional. O controle das dimensões e formato dos revestimentos cerâmicos é fundamental para se garantir a qualidade do produto [11]. As normas ISO 13006 e NBR 13818 definem as tolerâncias geométricas admitidas para as placas cerâmicas para revestimento. Dessa forma, aqueles produtos que não atendem às exigências não deveriam ser comercializados [7]

## 2.2. Células e Módulos Fotovoltaicos

A Célula Fotovoltaica é o conversor fotovoltaico elementar. A associação de várias células dá origem a um Módulo Fotovoltaico. Este, por sua vez, pode ser definido como o menor conjunto ambientalmente protegido de células solares interligadas com o objetivo de gerar energia elétrica em corrente contínua [12]

### 2.2.1. Princípio de funcionamento

O fenômeno de geração direta de eletricidade por meio da incidência de raios eletromagnéticos chama-se efeito fotovoltaico. Este acontece em materiais semicondutores, cujo a denominação ocorre porque a 0K (zero absoluto) possuem uma banda de Valência totalmente preenchida por elétrons e uma banda de condução sem elétrons, fazendo com que a essa temperatura se comportem como isolantes [13]

Uma célula fotovoltaica de silício puro não produziria energia elétrica, pois os elétrons da banda de condução se combinariam com as vacâncias, que devido à carga negativa do elétron, tem o comportamento de cargas positivas. Por isso o silício é misturado a outras substâncias em um processo chamado dopagem [13]

O boro adicionado ao silício confere a ele carga positiva. O silício dopado com boro forma a junção de tipo p. O fósforo tem função análoga. Este possui cinco elétrons na camada de Valência e ao ser inserido no silício, confere a ele carga negativa. Esse processo de dopagem forma a região n [14][15]

Quando um semicondutor possui as duas regiões, p e n, forma-se a junção p-n. Devido a um gradiente de concentração de elétrons, as cargas negativas livres da região n migram para as lacunas da região p, gerando assim um campo elétrico no interior do semicondutor. Em estado estacionário, ou seja, quando todas as lacunas estão preenchidas, não há corrente no material [14][15].

Quando a luz incide sobre a junção, os fótons com energia suficiente arrancam um elétron da camada de Valência deixando uma lacuna na ligação. O elétron livre gerado na região p é acelerado para região n pelo campo elétrico em que está imerso e as lacunas geradas na região p migram para região n. Surge então uma diferença de potencial devido ao desequilíbrio das correntes na junção. Se forem conectados terminais em cada lado da junção e este for conectado a um condutor interligado a uma carga, uma corrente fluirá pela carga enquanto a junção p-n for iluminada [14][15].



### 2.2.2 Células Fotovoltaicas

Segundo a NBR 10899, o módulo é uma unidade básica formada por um conjunto de células fotovoltaicas, interligadas eletricamente e encapsuladas com o objetivo de gerar energia elétrica. Uma célula de silício monocristalino, por exemplo, gera aproximadamente 0,6V. Essa faixa de tensão e potência gerada pelas células restringe a quantidade de aplicações em que ela pode ser usada. Por isso, elas são agrupadas em uma sequência série e/ou paralelo, formando um módulo fotovoltaico [16].

Os módulos geralmente são uma associação de 30 a 36 células para atingir a tensão mínima de 12V. Estas são encapsuladas com o intuito de lhe conferir resistência mecânica. Esse encapsulamento ainda é revestido com um material de alta transparência que promova um bom acoplamento óptico e com alta resistência a ação de intempéries [16]. De acordo com [17] os componentes de um módulo fotovoltaico completo para células de silício mono e multi-cristalino são:

- Moldura: serve para conferir resistência mecânica ao conjunto e tornar possível a sua fixação sem agregar grande massa ao mesmo;
- Vedação de bordas: preenche o espaço entre a moldura e o laminado. Além de acoplar esses dois componentes, o vedante impede a penetração de umidade em possível fissuras ou falhas do laminado;
- Cobertura frontal: é utilizada para proteger o módulo fotovoltaico da ação de intempéries e impactos mecânicos;
- Encapsulante: é um material polimérico no qual a célula é envolta. Suas principais funções são acoplar fisicamente as células de modo a mantê-las em um posicionamento fixo e estabelecer um acoplamento óptico entre a célula solar e o vidro;
- Cobertura posterior: da mesma maneira que a cobertura frontal, a posterior deve proteger as células das intempéries e choques mecânicos.

### 2.3 Curva I-V

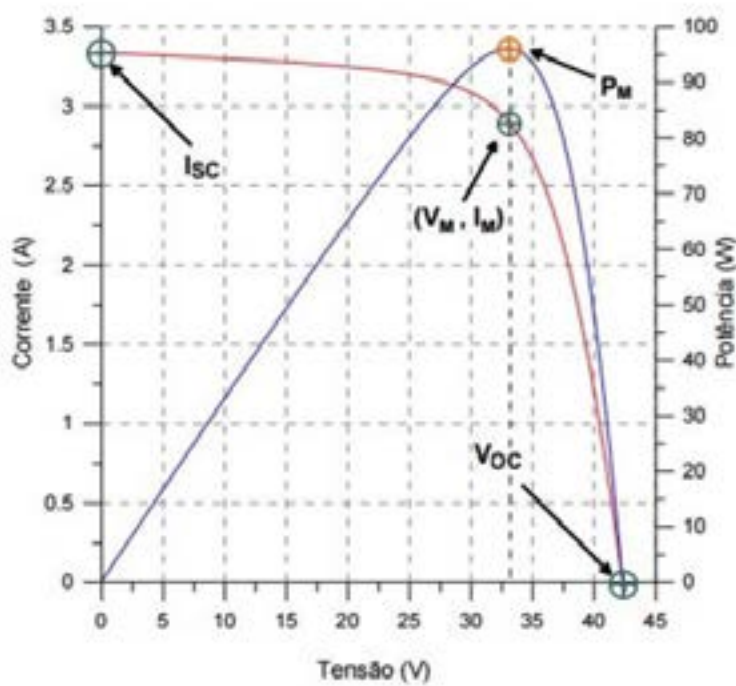
A principal informação sobre a característica elétrica de uma célula ou painel solar é a curva I-V. Esta, consiste na representação matemática do comportamento da corrente elétrica (I) em função da tensão (V). A partir da curva I-V se obtêm informações sobre o desempenho elétrico do gerador fotovoltaico. A curva que representa a potência elétrica é obtida através da multiplicação dos valores de tensão e corrente para cada ponto.

A Figura 1 [18] representa a curva I-V (em vermelho) e a curva P-V (em azul), também conhecida como Curva de Potência. Para ensaio da curva I-V, devem ser obedecidas as seguintes condições padrões: irradiância de  $1000 \text{ W/m}^2$ , espectro solar AM 1,5 e temperatura da célula de  $25^\circ\text{C}$ . Estas condições foram atingidas em um simulador próprio para ensaios fotovoltaicos [18].

Ainda observando a Figura 1, podemos destacar o ponto  $I_{sc}$ . Ele indica qual é a Corrente de Curto-Circuito e representa a máxima corrente que a célula ou módulo pode atingir. Esta é atingida quando a tensão nos terminais é igual a zero, ou seja, em condição de curto-circuito. Já  $V_{oc}$  é a tensão de circuito aberto e representa a tensão de uma célula ou módulo fotovoltaico quando não há circulação de corrente, sendo esta a máxima tensão que o sistema pode atingir. Já  $P_M$  representa o ponto de máxima potência e a coordenada  $(V_M, I_M)$  são os pontos de tensão e corrente correspondentes ao ponto de máxima potência [18].

O Fator de Forma (FF) é a razão entre a máxima potência da célula e o produto da corrente de curto-circuito, com a tensão de circuito aberto. O FF pode ser definido por:

$$FF = \frac{V_M \cdot I_M}{V_{OC} \cdot I_{SC}} \quad (1)$$



**Figure 1:** Curvas características dos módulos fotovoltaicos

Quanto maior for o fator de forma, mais próxima da forma retangular será a curva I-V. Este fato está diretamente ligado às resistências em série e paralelo das células [13].

A eficiência ( $\eta$ ) é o parâmetro que define a efetividade do processo de conversão de energia solar em energia elétrica. Representa a relação entre a potência elétrica produzida pela célula fotovoltaica e a potência de energia solar incidente na área da célula [13]. A eficiência é definida por:

$$\eta = \frac{I_{SC} \cdot V_{OC} \cdot FF}{A \cdot G} \times 100 = \frac{P_M}{A \cdot G} \times 100 \quad (2)$$

Onde  $A$  é a área da célula (em  $m^2$ ) e  $G$  é a irradiância solar incidente (em  $W/m^2$ ). A unidade de potência da célula e do módulo fotovoltaico é o  $W_P$  (Watt-Pico) e é associada às condições-padrão de ensaio (STC) [18].

#### 2.4. Revestimentos Cerâmicos Fotovoltaicos

Como consequência direta da crise energética atual, viu-se a necessidade de reabilitar edifícios tradicionais e/ou substituir os edifícios existentes por outros energeticamente mais eficientes. Nesses edifícios há um maior equilíbrio entre a energia consumida e a energia produzida, fazendo uso de estratégias que priorizam recursos naturais. Como consequência direta dessa tendência, têm-se a evolução da cerâmica por hibridação parcial das cerâmicas tradicionais e tecnológicas. Há um destaque especial para os semicondutores, visando a geração de energia elétrica. Neste cenário, surge o conceito de Cerâmica Fotovoltaica [19].

A cerâmica fotovoltaica é uma inovação que tem o intuito de unir um material cerâmico a uma placa fotovoltaica, criando assim um produto que possua a função estrutural e possa, ao mesmo tempo, gerar energia. Um sinal elétrico é produzido e enviado para trás da placa cerâmica, através de conectores inseridos em furos criados na mesma.

Este tipo de revestimento cerâmico foi concebido para ser instalado em fachadas ventiladas,



caracterizadas pelas juntas abertas e pela fixação das placas em uma estrutura metálica preso na edificação. O vão existente nesse tipo de fachada (entre os componentes cerâmicos e a vedação) favorece a circulação do ar através do efeito conhecido como “chaminé”, melhorando assim o desempenho térmico das edificações [19].

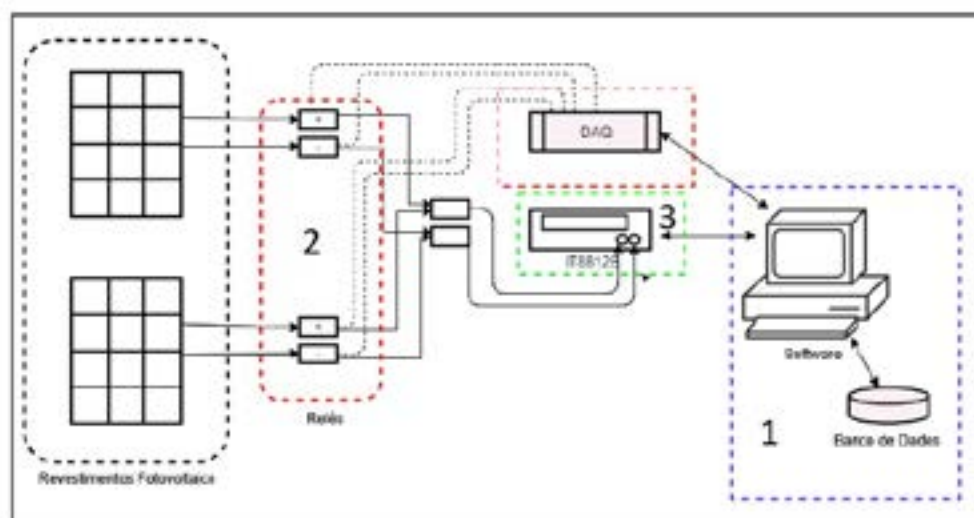
No processo de fabricação dos revestimentos cerâmicos é necessário obter e analisar as curvas características de cada um deles. Esta análise resultará na caracterização dos revestimentos cerâmicos. Por meio da caracterização é possível avaliar qual o melhor revestimento. Para se obter as curvas características são necessário softwares e equipamentos específicos. A obtenção das curvas características e os equipamentos/software não são novidades nos laboratórios que realizam análises de módulos fotovoltaicos, porém sistemas que realizam obtenção das curvas de forma automática em mais de um módulo fotovoltaico ainda é carente de estudos e soluções [20].

### 3 Metodologia

A Figura 2 mostra uma visão geral do projeto. Basicamente, o sistema é composto por três subsistemas: O software que realiza o controle do acionamento dos módulos e aquisição dos dados de corrente e tensão (1); O hardware de controle de acionamento de cada um dos módulos (2); E por fim, o hardware de aquisição dos dados de tensão e corrente (3).

#### 3.1. Software de Aquisição e Controle

Para realizar a tarefa de aquisição dos dados de tensão e corrente, além de realizar o acionamento dos revestimentos a serem analisados, foi desenvolvido um software baseado na linguagem LabView® (*Laboratory Virtual Instrument Engineering Workbench*). O LabView é uma ferramenta da *National Instruments Corporation*, amplamente utilizada para aquisição, instrumentação e controle de processos. Hoje é considerada uma linguagem de programação gráfica com características multiplataforma, tendo como sua grande vantagem o rápido desenvolvimento dos experimentos, aliado com o alto poder de programação[21].



**Figure 2:** Diagrama geral proposto

Neste contexto, o software do *LabView* pode ser dividido duas partes. A primeira seria se comunicar com o hardware de aquisição, enviando comandos e lendo dados. A segunda é o chaveamento dos relés para automatizar o processo de leitura. Esses relés estão conectados aos revestimentos cerâmicos fotovoltaicos, que por sua vez estão instalados em uma fachada ventilada.

Por meio do protocolo disponível para comunicação (*Standard Commands for Programmable Instruments - SCPI*) e pelo barramento de comunicação *Universal Serial Bus (USB)*, o software de aquisição tem possibilidade de comunicar com o hardware que coleta os dados de corrente e tensão.

A Figura 3 apresenta o processo desenvolvido para a geração e armazenamento dos dados de corrente e tensão.



**Figure 3:** Processo de geração da curva I-V

O processo se inicia com a inicialização do equipamento de medição e o software, em seguida são realizadas algumas configurações de conexão, como por exemplo a porta de comunicação USB que será utilizada para transferência de informação. Após as configurações de conexão serem realizadas, é configurado o modo de operação do equipamento, esse modo de operação irá determinar se o equipamento funcionará com tensão ou corrente constante. Neste trabalho foi utilizado o modo de tensão constante, ou seja, o equipamento injeta tensões constantes e realiza a leitura da corrente correspondente.

De acordo com a Figura 3, após a realização das configurações é iniciado as medições dos módulos. Este processo ocorre até que todos os módulos sejam monitorados, sendo assim, em cada módulo é realizado a leitura da tensão em circuito aberto, logo em seguida é zerada a tensão do módulo para iniciar o incremento de tensão (0,5 volts). A cada incremento de tensão é realizado a leitura da tensão e corrente, e os dados são salvos no banco de dados.

Para que os dados possam ser analisados posteriormente, foi utilizado um banco de dados com o gerenciador MySQL. Neste, cada ponto de uma curva I-V foi armazenado, contendo a identificação de qual revestimento pertence e horário da coleta dos dados.

Sobre o sistema que realiza o chaveamento dos revestimentos, o software no LabView se comunica com o hardware de portas analógicas por meio de uma conexão Ethernet. De forma lógica, o software contém uma estrutura do tipo *switch-case* para o chaveamento dos relés. Esse chaveamento acontece por meio de sinais lógicos (0 – Falso, 1 – Verdadeiro), sendo enviados para hardware de aquisição e, em seguida, aos relés.

### 3.2. Hardware de Aquisição e Controle

O hardware de aquisição utilizado para capturar os pontos de tensão e corrente dos módulos foi o Itech IT8812B. Este equipamento é basicamente uma carga eletrônica programável de corrente contínua com capacidade máxima de tensão de 500V, corrente 15A e potência 200W. Este equipamento vem com suporte para um protocolo de comunicação, tornando possível sua integração com outros sistemas como o LabView. O protocolo disponível para comunicação é o SCPI, que por meio de um barramento de comunicação como o USB, RS-232 ou *General Purpose Interface Bus* (GPIB) é realizada a troca de comandos entre o software e hardware de aquisição.

Para aquisição dos dados, bastou realizar os comandos especificados pelo fabricante, conforme o processo elaborado na Figura 3. Com essa troca de mensagens entre software e hardware, é possível gerar e armazenar os dados dos revestimentos.

Para o chaveamento dos revestimentos, é utilizado uma placa de I/O do hardware de aquisição CompactDAQ e por meio das portas de saída, são acionados os relés conforme a sequência programada. A CompactDAQ é fabricada pela *National Instruments Corporation* e é uma plataforma



portátil modular de aquisição de dados. Suas entradas e saídas modulares oferecem conectividade e condicionamento de sinais para qualquer sensor ou sinal das aplicações. Disponível com barramentos USB, Ethernet e sem fio, além de módulos da Série C, oferecem medições de alta precisão às aplicações avançadas de aquisição de dados [22].

Os relés estão conectados à placa de entrada e saída analógica CompactDAQ. Esta, tem como função ser um "interruptor eletromecânico", onde basicamente chaveia cada um dos revestimentos visando realizar as leituras de forma automática. Todos os revestimentos estão conectados a um par de relés, como apresentado na Figura 2. Então, cada vez que é gerada uma curva I-V de um revestimento, o sistema realiza o chaveamento dos relés de forma que o próximo revestimento fique conectado ao equipamento Itech IT8812B.

Deste modo, o sistema tem a capacidade de realizar a leitura e o armazenamento de diversas curvas I-V de inúmeros revestimentos de forma automática, utilizando apenas um equipamento de medição. O sistema só tem a capacidade de realizar tal tarefa por utilizar ferramentas como LabView e sistemas eletrônicos de controle.

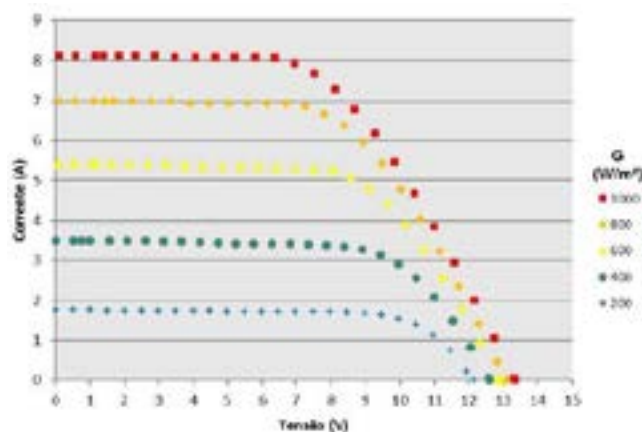
#### 4. Resultados

Neste trabalho, utilizou-se dois protótipos de revestimentos cerâmicos fotovoltaicos para teste do sistema proposto. Estes, compõem um sistema fotovoltaico experimental montado no Laboratório de Pesquisa Aplicada (LPA) da Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC) - Campus Araranguá. As características de cada um dos revestimentos podem ser observadas na Tabela 1. O sistema ficou em funcionamento ao decorrer de um dia, sendo executado para realização das curvas de forma automática. Isto pode ser verificado com a variação da irradiação solar apresentada na Figura 4(protótipo I).

**Table 1:** Características dos revestimentos cerâmicos fotovoltaicos.

Protótipo	I	II
Encapsulante	Silicone Sylgard® 184	EVA
Cobertura	Vidro	Vidro
Célula	Silício Multi-Cristalino p-Si	Silício Mono-Cristalino m-Si
Quantidade de Células	21	21
Dimensões (mm)	1200x600	1200x600

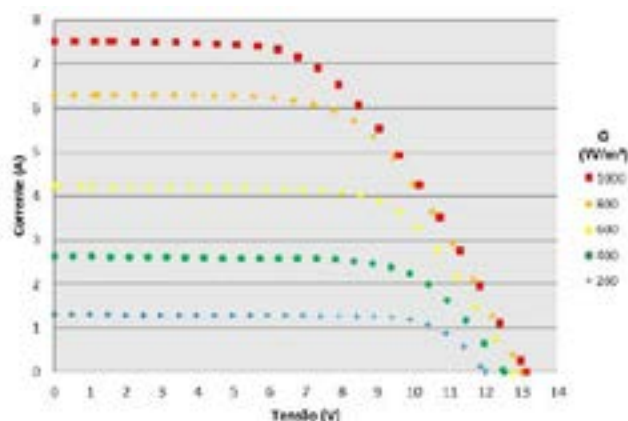
Para o Protótipo I, foram obtidas as curvas I-V apresentadas na Figura 4. Além disso, uma análise pode ser feita ao se observar a variação da eficiência do revestimento com a variação da irradiância incidente no mesmo.



**Figure 4:** Curva I-V (vermelho) e curva P-V (azul) – Protótipo

Para o Protótipo II, as curvas características para diferentes valores de irradiância são apresentadas na Figura 5.

Observando as curvas características pode-se perceber que a inclinação da curva I-V do ponto de circuito aberto até o “joelho” da curva é mais acentuada, portanto sua resistência série é mais elevada. Este fato pode ser causado pela ocorrência de infiltrações (umidade) em seu interior, devido a delaminação do revestimento. Esta, por sua vez, é decorrente do processo de fabricação do mesmo. Outras características além da curva I-V puderam ser obtidas e são apresentadas na Tabela 2.



**Figure 5:** Curva I-V (vermelho) e curva P-V (azul) - Protótipo II

Esta trabalho propôs uma nova solução para medição de curvas I-V de módulos fotovoltaicos. Por meio deste sistema automático para geração e armazenamento de curvas I-V, foi possível detectar algumas características dos revestimentos estudados, como exemplo a potência máxima sob determinada condição de irradiância e temperatura. Além disso, pelos dados obtidos, foi possível identificar possíveis defeitos na fabricação e instalação. Estas curvas são essenciais para avaliar o qualidade e funcionamento dos módulos desenvolvidos ou até mesmo módulos comerciais.

**Table 2:** Características obtidas

	Protótipo I	Protótipo II
$I_{SC}$ (A) <sup>1</sup>	8,11	7,5
$V_{OC}$ (V) <sup>1</sup>	13,35	13,13
$P_M$ (W) <sup>1</sup>	59,16	51,57
$I_M$ (A) <sup>1</sup>	7,29	6,53
$V_M$ (V) <sup>1</sup>	8,11	7,9
$FF$	55%	52%
$\eta$	10%	7,20%
$I_{SC}$ (A) <sup>2</sup>	7,2	6,77
$V_{OC}$ (V) <sup>2</sup>	11,71	11,7
$P_M$ (W) <sup>2</sup>	49,2	43,7
$I_M$ (A) <sup>2</sup>	6,56	5,83
$V_M$ (V) <sup>2</sup>	7,5	7,5

## 5. conclusão

Este trabalho propôs uma nova solução para medição de curvas I-V de módulos fotovoltaicos. Por meio deste sistema automático para geração e armazenamento de curvas I-V, foi possível



detectar algumas características dos revestimentos estudados, como exemplo a potência máxima sob determinada condição de irradiância e temperatura. Além disso, pelos dados obtidos, foi possível identificar possíveis defeitos na fabricação e instalação. Estas curvas são essenciais para avaliar o qualidade e funcionamento dos módulos desenvolvidos ou até mesmo módulos comerciais.

Para a aquisição de dados, o sistema mostrou-se eficiente. Este foi capaz de medir cerca de 1000 pontos em poucos segundos, mantendo a qualidade (alta precisão) quando comparado com outros sistemas comerciais. Além disso, apresentou maior facilidade na geração das curvas por ser um processo automático e assim, não haver a necessidade de manter uma pessoa operando o sistema durante seu funcionamento.

Também pode-se observar que a união de diversas ferramentas proporcionaram um solução inovadora, diferente de todas as outras ferramentas do mercado. Esta pode gerar e armazenar curvas I-V de diversos revestimentos cerâmicos de forma automática. O presente sistema, além de poder ser empregado em revestimentos fotovoltaicos, também pode ser utilizado em qualquer estudo e teste de experimentos com módulos fotovoltaicos convencionais ou de laboratório.

De maneira geral, pode-se concluir que o sistema desenvolvido apresenta resultados confiáveis e adequados para a medida (em campo) da curva I-V para revestimentos fotovoltaicos. Os resultados obtidos podem ser comparados aos de um sistema comercial.

## ACKNOWLEDGMENT

Os autores agradecem a Universidade Federal de Santa Catarina e o apoio financeiro das empresas: Energética Barra Grande – BAESA e Campos Novos Energia - ENERCAN. Este projeto é fruto do programa de P&D ANEEL.

## 6. References

- [1] M. de Minas e Energia. (2016, jan) Brasil estará entre os 20 países com maior geração solar em 2018. [Online]. Available: <http://www.brasil.gov.br/infraestrutura/2016/01/brasilestaraentre-os-20-paises-com-maior-geracao-solar-em-2018>
- [2] F. J. L. de Lima. (2015) Previsão de irradiação solar no nordeste do brasil empregando o modelo wrf ajustado por redes neurais artificiais (rnas). [Online]. Available: [http://ftp.cptec.inpe.br/labren/publ/teses/Tese2015\\_Francisco\\_Lima.pdf](http://ftp.cptec.inpe.br/labren/publ/teses/Tese2015_Francisco_Lima.pdf)
- [3] A. N. de Energia Elétrica, Atlas de Energia Elétrica do Brasil, 2nd ed., ANEEL, Brasília, 2002, 243 p. Disponível em: [www.aneel.gov.br](http://www.aneel.gov.br).
- [4] P. Eiffert and G. J. Kiss, Building-integrated photovoltaic designs for commercial and institutional structures: a sourcebook for architects. DIANE Publishing, 2000.
- [5] A. J. B'uhler and A. Krenzinger, "Comparação entre diferentes métodos de translação de curvas IV de módulos fotovoltaicos," in Congresso Brasileiro de Energia Solar e III Conferencia Latinoamericana de la ISES, 2008.
- [6] L. H. Van Vlack, Propriedades dos materiais cerâmicos. E. Blucher, 1973.
- [7] M. Cargnin et al., "Modelagem e simulação do efeito da curva de queima sobre a retração linear de revestimentos cerâmicos," 2010.
- [8] D. C. William Jr, "Ciência e engenharia de materiais: uma introdução" São Paulo: LTC, 2002.
- [9] A. d. O. Constantino, S. E. S. Rosa, and A. R. Corrêa, "Panorama do setor de revestimentos cerâmicos," Revestimentos Cerâmicos, setembro, 2006.
- [10] J. Amoros, F. Negre, A. Belda, and E. Sanchez, "Acordo esmalte suporte (i): A falta de acordo como causa do empenamento," Cerâmica industrial, vol. 1, no. 4/5, pp. 06–13, 1996.
- [11] F. G. Melchades, C. Del Roveri, J. Sot'erio, L. L. Silva, and A. O. Boschi, "Estabilidade das dimensões e do formato de revestimentos cerâmicos. parte ii: Formato." Cerâmica Industrial, vol. 6, no. 6, pp. 11–17, 2001.
- [12] ABNT, "10899: Conversão fotovoltaica de energia," ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas. Rio de Janeiro, 1988.
- [13] J. T. Pinho and M. A. Galdino, "Manual de engenharia para sistemas fotovoltaicos," Rio de Janeiro, pp. 21 941–590, 2014.

- [14] L. A. Hecktheuer, "Análise de associações de módulos fotovoltaicos", 2001.
- [15] R. Nave. (1999) P-n junction. Acesso em: 15/03/2018. [Online]. Available: <http://hyperphysics.phyastr.gsu.edu/hbase/solids/pnjun.html>
- [16] C. d. M. Ramos, "Procedimentos para caracterização e qualificação de módulos fotovoltaicos," Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Energia. Univ. de S. Paulo, São Paulo, Brasil. 140p, 2006.
- [17] S. Júnior, S. L. dos Reis et al., "Análise de materiais e técnicas de encapsulamento de módulos fotovoltaicos," 2008.
- [18] A. J. Bühler, "Determinação de parâmetros fotovoltaicos a partir de ensaios de curvas características sem iluminação," 2007.
- [19] L. S´anchez Muñoz, "Evolucion hacia la cerámica fotovoltaica," Boletín de la Sociedad Espanola de Cerámica y Vidrio, vol. 50, no. 1, pp. 15–22, 2011.
- [20] F. S. de Oliveira, G. A. Rampinelli, and A. Krenzinger, "Desenvolvimento de um traçador de curvas IV para arranjos fotovoltaicos," Revista Brasileira de Energia Solar, vol. 7, no. 2, pp. 82–90, 2016.
- [21] A. Balbinot, Instrumentação e Fundamentos de Medidas - Vol.1. LTC, 2010.
- [22] N. Instruments. (2012, jul) O que é condicionamento de sinal? [Online]. Available: <http://www.ni.com/white-paper/10630/pt/>





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Energia fotovoltaica uma saída economicamente viável para o meio ambiente

Fernanda de Oliveira Ferreira <sup>(a)</sup>

João Victor Zanoni <sup>(a)</sup>

Augusto Felipe Patsch <sup>(a)</sup>

Thiago José Bechtold <sup>(a)</sup>

Lucas Souza Schaedler <sup>(a)</sup>

Alex Fabiano Bueno <sup>(b)</sup>

<sup>(a)</sup> Aluno Graduação Curso Engenharia de Controle e Automação – Universidade Federal de Santa Catarina Campus Blumenau.

<sup>(b)</sup> Professor Doutor – Universidade Federal de Santa Catarina Campus Blumenau.

### RESUMO

Atualmente, o mundo produz energia principalmente por fontes não renováveis, como carvão, petróleo e gás natural. Segundo a Agência Internacional de Energia (2018), fontes renováveis como eólica, geotérmica e solar, por exemplo, juntas corresponderam a apenas 1,60% da matriz energética mundial em 2016. Há uma evidente preocupação mundial com o esgotamento dos recursos não renováveis. Percebe-se que a oferta de energia elétrica renovável está crescendo mais rapidamente do que a demanda, liderada pelo aumento em geração solar fotovoltaica enquanto a eficiência energética e as outras tecnologias-chave precisam de um impulso. Pela primeira vez, a população mundial sem acesso à eletricidade caiu para menos de um bilhão. A energia elétrica cria grandes expectativas, mas existem dúvidas sobre a sua capacidade de responder aos diferentes tipos de demanda e sobre como irão operar os sistemas elétricos do futuro. Sendo assim, o presente artigo objetiva selecionar artigos científicos que apresentem a energia fotovoltaica como uma saída economicamente viável para o meio ambiente.

**Palavras-chave:** Matriz energética mundial. Recursos não-renováveis. Escassez. Alternativa. Preocupação. Energia solar.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Teleoperação: facilitador nos processos industriais que otimizam a coleta de água

Cristian David Chamorro R <sup>(1)</sup>

John Camacho <sup>(2)</sup>

### ABSTRACT

In this paper, the different areas of teleoperation are presented, ranging from applications in medicine specifically in physical rehabilitation teleoperated via internet and teleoperation to teleoperation and industrial control in hydroelectric plants in the process of water collection. These applications have generated improvements in optimizing processes, this optimization involves the use of physical resources, the use of human resources, reduced latency in decision making, reduced costs for lost profits and user safety. Teleoperated systems are complex systems that involve the integration of computer engineering, electrical, electronic, mechanical, product design knowledge, with the purpose of obtaining integral solutions from the functional perspective, user security, computer security, traceability in the computer process. To achieve these solutions with the named characteristics, they are executed with the implementation of web services. The innovativeness of this research refers to systems that present the possibility and potentiality if applied to other scalable systems, their functions are independent, loosely coupled, synchronous and are designed as discrete event systems. Key words — About four to six key words or phrases, separated by commas, for example, hot forging, finite elements, microstructure, aluminum alloys.

**Keywords:** Water collection, Web services, optimization.

### RESUMO

Neste trabalho são apresentados os diferentes âmbitos da tele-operação que vão desde aplicações na medicina especificamente na reabilitação física tele operada via internet e tele operação até a tele operação e controlo industrial em hidroelétricas no processo de coleta de água. Estas aplicações tem gerado melhoras no sentido de otimizar os processos, esta otimização involucra o uso do recurso físico, aproveitamento do recurso humano, redução nos tempos de latência na toma de decisões, redução dos custos pelo lucro cessante e segurança nos usuários. Os sistemas tele operados são sistema complexos que involucram a integração de conhecimento de engenharia informática, elétrica, eletrônica, mecânica, design de produto, isto com a finalidade de obter soluções integrais desde a perspectiva funcional, a segurança do usuário, seguridade informática, rastreabilidade no processo. Para a consecução destas soluções com as características nomeadas, são executadas com a implementação dos serviços web. O caráter de inovação nesta pesquisa refere a que são sistemas que apresentam a possibilidade e potencialidade se serem aplicados a outros sistemas, escalonáveis, suas funções são independentes, baixo acoplamento, síncronos e se encontram projetados como sistemas a eventos discretos.

**Palavras chave:** Coleta de água, Serviços Web, otimização.

<sup>(1)</sup> Doutorando em Engenharia eletrônica, Universidad del Valle, Colombia - cristian.chamorro@correounivalle.edu.co

<sup>(2)</sup> Doutorando em Engenharia eletrônica, Universidad del Valle, Colombia -



## 1. INTRODUÇÃO

No mundo todo, a hidroeletricidade representa aproximadamente a quarta parte da produção total da eletricidade e a sua importância só aumenta. Os países nos que representa fonte de eletricidade mais importante são Noruega (99%), Zaire (97%) y Brasil (96%) [1].

A Colômbia é um país com grande disponibilidade de variedade de recursos energéticos para a geração de eletricidade, sendo que o maior aporte corresponde à hidroeletricidade com uma participação aproximadamente do 87% seguido de centrais de menor geração térmica mediante a utilização de gás e carvão, sendo assim, o sistema de geração elétrica colombiano poder ser caracterizado como um sistema hidrotérmico [1] [2] [3].

As pequenas centrais hidroelétricas (PCH) para coleta de água utilizam varias técnicas, porém, a mais usada é o sistema usina a fio d'água. Neste sistema, parte da água do rio é forçado a desviar-se por um cano de carga, que passa através duma turbina e acontece o processo de conversão de energia cinética para elétrica a partir de um gerador elétrico, então água turbinada retorna ao leito do rio [1].

Os sistemas de coleta de água retêm, canalizam e controlam seu fluxo para as turbinas, se localizam longe da casa de máquinas e em alguns casos a sua operação é manual, o que leva tempo entre os eventos e a tomada de decisões. A falta de uma resposta rápida na operação destes sistemas pode ser causa de conseqüências catastróficas em termos de vidas humanas e econômicas, portanto, esses sistemas devem garantir condições máximas de segurança, ou seja, posuir os elementos de comando necessarios: sensores, atuadores e dispositivos, que permitam uma de decisões pronta, e assim proteger tanto a integridade física da usina hidrelétrica, como do pessoal operacional, o meio ambiente e as populações próximas à usina.

Com a tele-operação dos sistemas de coleta de água, é possível obter o constante monitoramento, controle e operação das variáveis envolvidas no processo de coleta dos recursos hídricos, como é o caso dos níveis de sedimentos que o fluxo do rio traz. Esta medição determina se os operadores devem interromper a produção de energia para evitar danos na usina devido ao efeito de abrasão que pode ocorrer nas turbinas. Além disso, a eficiência no processo de geração é aumentada, devido a uma maior velocidade na toma de decisões quando as eventualidades surgem, e desta forma o recurso hídrico é usado para a geração de eletricidade, sem colocar em risco a turbo-maquinaría) ou escassez da fonte de água, minimizando o impacto ambiental. O sistema teleoperado de coleta de água deve abranger técnicas e ferramentas que garantam segurança, confiabilidade e escalabilidade por meio de sistemas de comunicação robustos, redundância entre os componentes do sistema e estabilidade no compartilhamento de recursos [4] [5] [6]. O objetivo deste estudo é analisar e determinar as estratégias que foram desenvolvidas para a teleoperação dos subsistemas de captação de água, para aumentar a geração de energia elétrica, sem comprometer a usina e o pessoal que a opera. Além disso, para manter o fluxo ecológico na fonte de água.

## 2. METODOLOGIA

No processo de coleta de água em usinas hidrelétricas a fio d'água, os tempos para a toma de decisões são consideráveis, isso porque é necessário ter certeza que a água não contenha alta concentração de sedimentos, uma vez que esses sedimentos podem ocasionar riscos na operação das turbinas, os sólidos suspensos na água geram desgaste superficial nas pás das turbinas, é por isso que os baixos níveis de sedimentos da água a ser turbinada devem ser garantidos, esta decisão pode levar um longo tempo, o que faz com que seja deixado de turbinar a quantidade certa de água. Neste estudo foi proposta uma análise qualitativa da situação atual, para o processo de coleta de água foram definidos sete (7) subprocessos, conforme indicado na Figura 1. Os subprocessos definidos são os seguintes: A. Concentração de sólidos suspensos, B. Limpa as grelhas de captação,

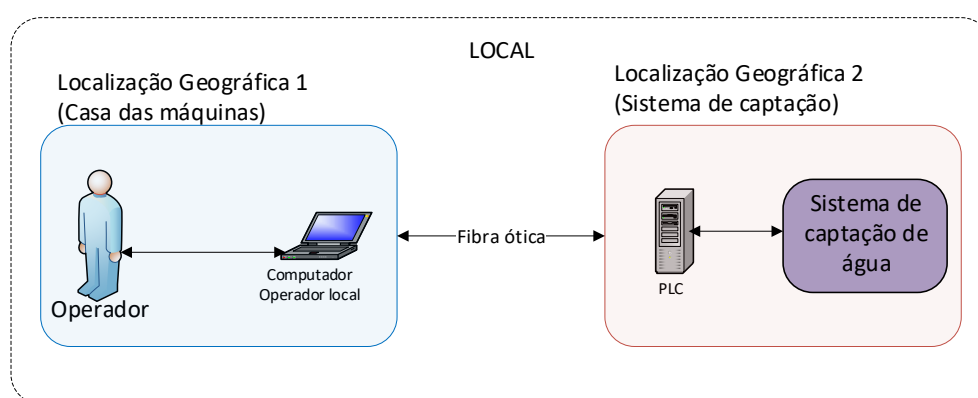
C. Comporta ecológica, D. Comporta radial, E. Limpeza do tanque de desarenamento 1, F. Limpeza do tanque de desarenamento 2, G. Limpeza das grades do tanque de carga.



**Figura 1.** Subprocessos em pequena central hidroelétrica a filo de água.

O atraso no processo de toma de decisões para turbinar a água captada, ocasiona uma diminuição na geração de energia, esse atraso é apresentado pela possível presença de altas concentrações de sedimentos na água; em quanto o operador não realize os testes e os analise, a geração de energia não prossegue, é também imperativo manter o fluxo ecológico na fonte de água, como medida de proteção ao meio ambiente; devido a todas estas situações foi proposto um sistema de coleta de água tele-operado. Este sistema disponibiliza o gerenciamento de sensores e atuadores que geram sinais digitais e analógicos que são processados por controladores lógicos programáveis para toma de decisões, armazenamento de informações em bancos de dados e rastreabilidade de todos os processos de coleta de água.

Nesta análise foi verificado que os sub-processos na coleta de água se realizam pelos operadores através de processos manuais, de observação ou como resultados da experiência, alguns sinais analógicos ou digitais são transmitidos e armazenados em um computador, na Figura 2 é apresentado o diagrama da situação atual. A localização geográfica 1 é a casa de máquinas e a localização geográfica 2 é local de coleta de água, encontram-se geograficamente afastadas.

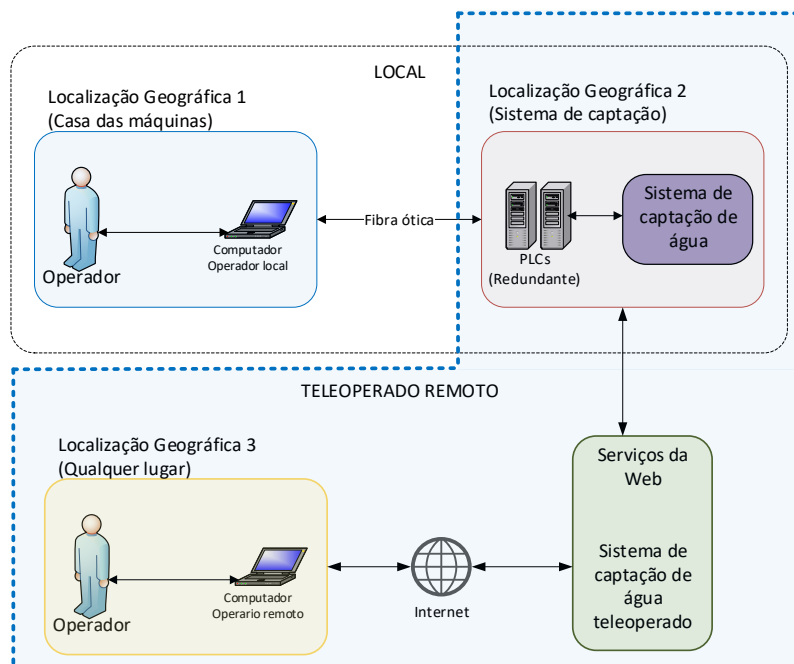


**Figura 2.** Situação atual do sistema de coleta de água

Em busca de otimização do tempo na tomada de decisões nos sub-processos que estão integrados no processo de coleta de água, se propõem o controle, monitoramento, operação e proteção do sistema através de um sistema remoto, o modelo é apresentado na Figura 3. A tele operação no

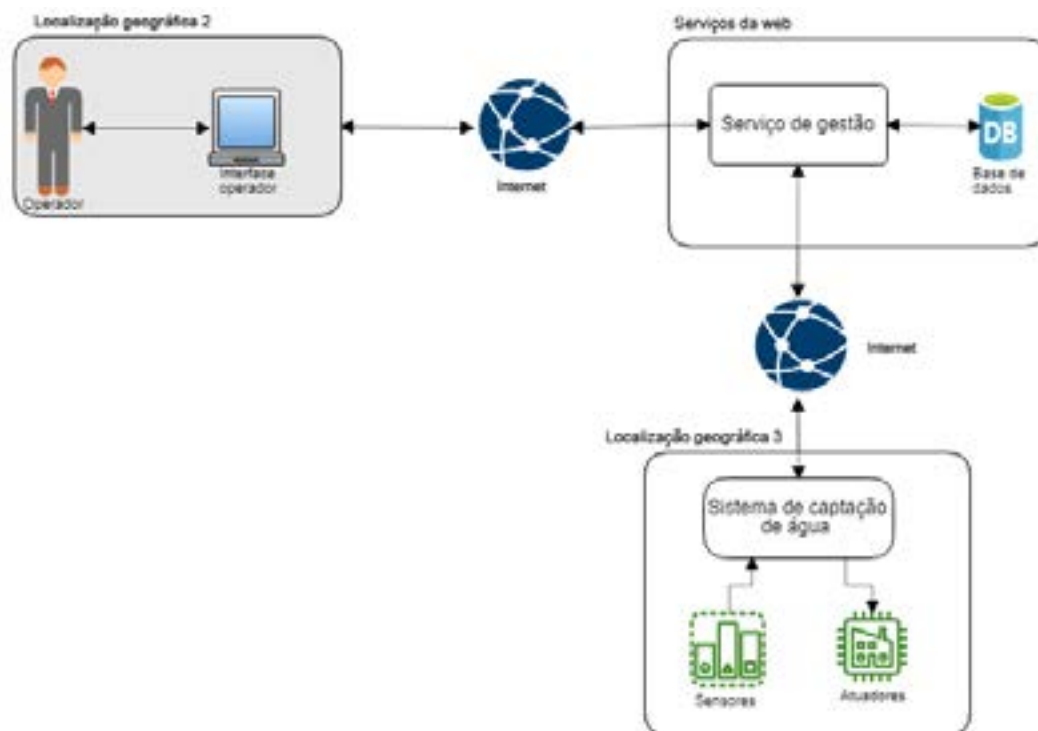


processo de coleta de água é uma boa opção uma vez que os dados podem ser enviados com segurança, as decisões são tomadas em um tempo menor, pois há informações muito mais rápidas, são obtidos dados para o controle da comporta do fluxo ecológico e uma produção de energia é mantida proporcional à quantidade de sedimentos suspensos na água.



**Figura 3.** Proposta do Sistema de teleoperação

Uma vez definida a proposta de um sistema de coleta de água teleoperado, é realizada a análise de cada um dos subprocessos, a fim de identificar insumos, processos e produtos, com o objetivo de: propor uma Arquitetura Orientada a Serviços (SOA), propor uma arquitetura de software, propor módulos independentes para a programação de controladores lógicos programáveis e estabelecer os serviços web que serão implementados na SOA. Na figura 4 a arquitetura proposta é apresentada de forma geral, essa arquitetura busca a otimização do recurso hídrico para a geração de eletricidade sem comprometer o maquinário de geração, nem prejudicar o fluxo ecológico que a fonte de água deve manter.

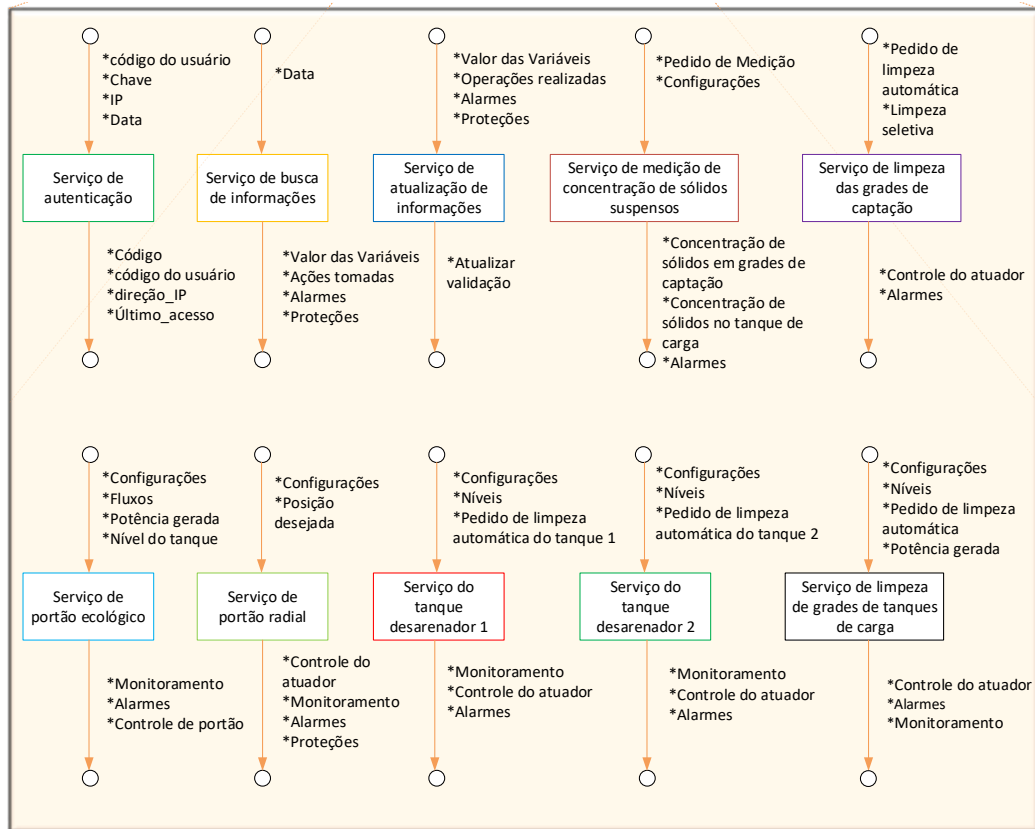


**Figura 4.** Arquitetura proposta para o sistema de coleta de água tele operado

### 3. RESULTADOS

Em relação ao problema proposto, os serviços web são apresentados como uma resposta de implementação a uma SOA, o que permite a tele-operação via Internet com características que apresentam grande abrangência de vantagens para um sistema complexo como é a captação de água, dentre estas: escalabilidade, baixo acoplamento, independência de suas funções e ações síncronas. Essas características são dadas pelos serviços web, na figura 5 são apresentados os dez serviços web indicando suas entradas, saídas e relação com os subprocessos do sistema de coleta de água.





**Figura 5.** Serviços web para o sistema de coleta de água tele operado

Observasse na Figura 5, que os serviços apresentados são independentes uns dos outros, isto permite que o sistema seja robusto em operação, esses serviços são completamente definidos e atendem a uma função determinada, neste sentido a escalabilidade pode ser replicada em sistemas similares de maior ou menor tamanho, os sinais de entrada são digitais ou analógicos definidos por sensores, o que deixa a dependência dos inputs de lado.

Na Figura 6 é apresentada a arquitetura em detalhe na qual os serviços da web são evidenciados; após a obtenção de todos os serviços que farão parte da arquitetura, os firewalls que controlam o acesso à rede que se traduz em segurança, o banco de dados onde todas as informações geradas pela PCH devem ser armazenadas, o gateway da API que permite que os aplicativos acessem dados e lógica de negócios dos serviços da Web e, finalmente, o proxy que serve de intermediário entre os sensores e atuadores para que eles façam solicitações a os serviços da web.





De acordo com os dados mostrados na Tabela 1, à arquitetura proposta e sua implementação estão em conformidade com os princípios de uma arquitetura orientada a serviços, que permite ao sistema ter vantagens técnicas como interoperabilidade, escalabilidade e flexibilidade em termos de aplicações de teleoperação em várias áreas como a medicina, operação de sistemas de coleta de água de PCH, entre outros.

Destacando o princípio do baixo acoplamento entre os serviços web, na figura 7 é apresentado o diagrama de seqüência do sistema de coleta teleoperado, nele são apresentadas cada uma das atividades realizadas pelo operador e pelo sistema de coleta. A interação da mensagem acontece por meio da chamada dos dez serviços da Web, que usam o padrão XML para enviar e receber informações. Este diagrama de seqüência permite estabelecer a relação entre cada um dos atores no sistema e permite observar o fluxo de informações necessárias para que o sistema de coleta teleoperado funcione de forma segura e confiável.

#### 4. CONCLUSÕES

O planejamento de uma arquitetura de software como a SOA possui vantagens em termos de escalabilidade, fraco acoplamento, reuso, autonomia, modularidade, encapsulamento, não mantém estado e transparência em sua localização, assim, esse tipo de arquitetura garante que a sua utilização não seja apenas em um desenvolvimento específico, mas também admite ser dimensionado para outros sistemas, neste caso para outras pequenas centrais hidrelétricas que podem ser configuradas independentemente do tamanho, número de elementos e outros fatores que podem variar de central para central.

A disponibilidade de uma arquitetura que permita a teleoperação de sistemas de coleta de água aumenta a confiabilidade, a segurança e a toma de decisões no momento certo, uma vez que os operadores podem realizar operações sobre as comportas, sem a necessidade de passar para localização desses elementos, além disso, isso pode ser traduzido em segurança para a planta, pois, no momento de uma eventualidade, ações podem ser tomadas imediatamente e, assim, mitigar o evento acontecido.

A partir do diagrama de seqüência apresentado na Figura 7, é possível observar que os serviços não dependem de outros serviços da Web para sua operação, ou seja, se um serviço estiver fora de operação, os outros conseguem operar normalmente, isto faz que a arquitetura tenha um alto grau de tolerância a falhas e baixo acoplamento entre os serviços da web

Esta abordagem armazena todas as informações de alarmes, estado das variáveis, proteções e ações realizadas nos sistemas de captação de água em um banco de dados remoto, essa informação torna-se extremamente importante devido ao histórico que fica registrado com o passar do tempo. Estas informações permitem correlacionar e desenhar padrões que permitam determinar as frequências de manutenção e, se alguma eventualidade, é possível cruzar as informações e determinar a causa do evento.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem à Universidad del Valle – Colômbia que fez possível o desenvolvimento do presente estudo

#### Referencias Bibliográficas

- [1] C. E. Corpoema, “*Formulación de un plan de desarrollo para las fuentes no convencionales de energía en colombia (PDFNCE)*.” p. 194, 2010.
- [2] Upme, “*Costos indicativos de generación eléctrica en colombia*,” p. 416, 2005.
- [3] L. F. Múnera López, *Potencial Hidroeléctrico de Antioquia. Inventario, Perspectivas y Estrategias*, Edición 1. 2011.
- [4] N. M. Josuttis, *SOA in practice*. O’Reilly, 2007.
- [5] Camacho. J, Chamorro. C, Sanabria. J, Caicedo. G, and García. J, “*Implementation of a Service-Oriented*

*Architecture for Applications in Physical Rehabilitation,” Rev. Fac. Ing., vol. 26, no. 46, pp. 113–121, Sep. 2017, 10.19053/01211129.v26.n46.2017.7323.*

- [6] Camacho, J. Chamorro. C., and Caicedo. G, “*Implementation by means of Web Services of an with Service Orientation Architecture for a System Tele-operated,*” in *2018 IX International Seminar of Biomedical Engineering (SIB)*, 2018, pp. 1–7, 10.1109/SIB.2018.8467754





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Teleoperação: facilitador nos processos industriais que otimizam a coleta de água

Cristian David Chamorro R <sup>(1)</sup>

John Camacho <sup>(2)</sup>

### ABSTRACT

In this paper, the different areas of teleoperation are presented, ranging from applications in medicine specifically in physical rehabilitation teleoperated via internet and teleoperation to teleoperation and industrial control in hydroelectric plants in the process of water collection. These applications have generated improvements in optimizing processes, this optimization involves the use of physical resources, the use of human resources, reduced latency in decision making, reduced costs for lost profits and user safety. Teleoperated systems are complex systems that involve the integration of computer engineering, electrical, electronic, mechanical, product design knowledge, with the purpose of obtaining integral solutions from the functional perspective, user security, computer security, traceability in the computer process. To achieve these solutions with the named characteristics, they are executed with the implementation of web services. The innovativeness of this research refers to systems that present the possibility and potentiality if applied to other scalable systems, their functions are independent, loosely coupled, synchronous and are designed as discrete event systems. Key words — About four to six key words or phrases, separated by commas, for example, hot forging, finite elements, microstructure, aluminum alloys.

**Keywords:** Water collection, Web services, optimization.

### RESUMO

Neste trabalho são apresentados os diferentes âmbitos da tele-operação que vão desde aplicações na medicina especificamente na reabilitação física tele operada via internet e tele operação até a tele operação e controlo industrial em hidroelétricas no processo de coleta de agua. Estas aplicações tem gerado melhoras no sentido de otimizar os processos, esta otimização involucra o uso do recurso físico, aproveitamento do recurso humano, redução nos tempos de latência na toma de decisões, redução dos custos pelo lucro cessante e segurança nos usuários. Os sistemas tele operados são sistema complexos que involucram a integração de conhecimento de engenharia informática, elétrica, eletrônica, mecânica, design de produto, isto com a finalidade de obter soluções integrais desde a perspectiva funcional, a segurança do usuário, seguridade informática, rastreabilidade no processo. Para a consecução destas soluções com as caraterísticas nomeadas, são executadas com a implementação dos serviços web. O caráter de inovação nesta pesquisa refere a que são sistemas que apresentam a possibilidade e potencialidade se serem aplicados a outros sistemas, escalonáveis, suas funções são independentes, baixo acoplamento, síncronos e se encontram projetados como sistemas a eventos discretos.

**Palavras chave:** Coleta de água, Serviços Web, otimização.

<sup>(1)</sup> Doutorando em Engenharia eletrônica, Universidad del Valle, Colombia - cristian.chamorro@correounivalle.edu.co

<sup>(2)</sup> Doutorando em Engenharia eletrônica, Universidad del Valle, Colombia -

## 1. INTRODUÇÃO

No mundo todo, a hidroeletricidade representa aproximadamente a quarta parte da produção total da eletricidade e a sua importância só aumenta. Os países nos que representa fonte de eletricidade mais importante são Noruega (99%), Zaire (97%) y Brasil (96%) [1].

A Colômbia é um país com grande disponibilidade de variedade de recursos energéticos para a geração de eletricidade, sendo que o maior aporte corresponde à hidroeletricidade com uma participação aproximadamente do 87% seguido de centrais de menor geração térmica mediante a utilização de gás e carvão, sendo assim, o sistema de geração elétrica colombiano poder ser caracterizado como um sistema hidrotérmico [1] [2] [3].

As pequenas centrais hidroelétricas (PCH) para coleta de água utilizam varias técnicas, porém, a mais usada é o sistema usina a fio d'água. Neste sistema, parte da água do rio é forçado a desviar-se por um cano de carga, que passa através duma turbina e acontece o processo de conversão de energia cinética para elétrica a partir de um gerador elétrico, então água turbinada retorna ao leito do rio [1].

Os sistemas de coleta de água retêm, canalizam e controlam seu fluxo para as turbinas, se localizam longe da casa de máquinas e em alguns casos a sua operação é manual, o que leva tempo entre os eventos e a tomada de decisões. A falta de uma resposta rápida na operação destes sistemas pode ser causa de conseqüências catastróficas em termos de vidas humanas e econômicas, portanto, esses sistemas devem garantir condições máximas de segurança, ou seja, posuir os elementos de comando necessarios: sensores, atuadores e dispositivos, que permitam uma de decisões pronta, e assim proteger tanto a integridade física da usina hidrelétrica, como do pessoal operacional, o meio ambiente e as populações próximas à usina.

Com a tele-operação dos sistemas de coleta de água, é possível obter o constante monitoramento, controle e operação das variáveis envolvidas no processo de coleta dos recursos hídricos, como é o caso dos níveis de sedimentos que o fluxo do rio traz. Esta medição determina se os operadores devem interromper a produção de energia para evitar danos na usina devido ao efeito de abrasão que pode ocorrer nas turbinas. Além disso, a eficiência no processo de geração é aumentada, devido a uma maior velocidade na toma de decisões quando as eventualidades surgem, e desta forma o recurso hídrico é usado para a geração de eletricidade, sem colocar em risco a turbo-maquinaría) ou escassez da fonte de água, minimizando o impacto ambiental. O sistema teleoperado de coleta de água deve abranger técnicas e ferramentas que garantam segurança, confiabilidade e escalabilidade por meio de sistemas de comunicação robustos, redundância entre os componentes do sistema e estabilidade no compartilhamento de recursos [4] [5] [6]. O objetivo deste estudo é analisar e determinar as estratégias que foram desenvolvidas para a teleoperação dos subsistemas de captação de água, para aumentar a geração de energia elétrica, sem comprometer a usina e o pessoal que a opera. Além disso, para manter o fluxo ecológico na fonte de água.

## 2. METODOLOGIA

No processo de coleta de água em usinas hidrelétricas a fio d'água, os tempos para a toma de decisões são consideráveis, isso porque é necessário ter certeza que a água não contenha alta concentração de sedimentos, uma vez que esses sedimentos podem ocasionar riscos na operação das turbinas, os sólidos suspensos na água geram desgaste superficial nas pás das turbinas, é por isso que os baixos níveis de sedimentos da água a ser turbinada devem ser garantidos, esta decisão pode levar um longo tempo, o que faz com que seja deixado de turbinar a quantidade certa de água. Neste estudo foi proposta uma análise qualitativa da situação atual, para o processo de coleta de água foram definidos sete (7) subprocessos, conforme indicado na Figura 1. Os subprocessos definidos são os seguintes: A. Concentração de sólidos suspensos, B. Limpa as grelhas de captação,



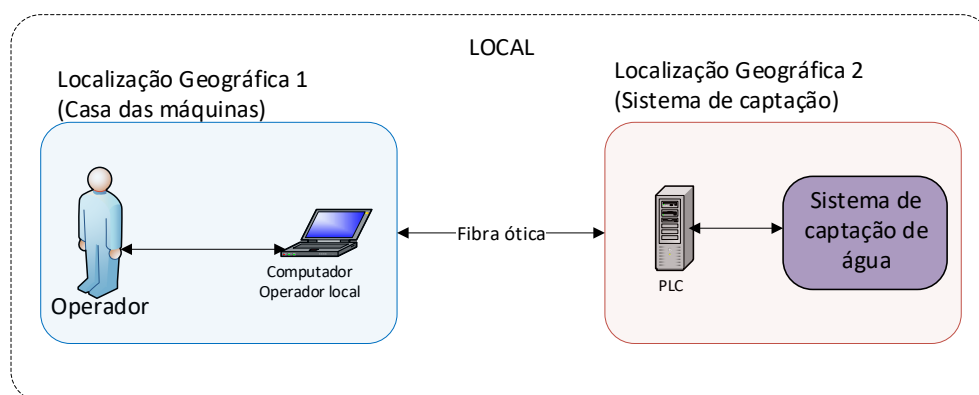
C. Comporta ecológica, D. Comporta radial, E. Limpeza do tanque de desarenamento 1, F. Limpeza do tanque de desarenamento 2, G. Limpeza das grades do tanque de carga.



**Figura 1.** Subprocessos em pequena central hidroelétrica a filo de água.

O atraso no processo de toma de decisões para turbinar a água captada, ocasiona uma diminuição na geração de energia, esse atraso é apresentado pela possível presença de altas concentrações de sedimentos na água; em quanto o operador não realize os testes e os analise, a geração de energia não prossegue, é também imperativo manter o fluxo ecológico na fonte de água, como medida de proteção ao meio ambiente; devido a todas estas situações foi proposto um sistema de coleta de água tele-operado. Este sistema disponibiliza o gerenciamento de sensores e atuadores que geram sinais digitais e analógicos que são processados por controladores lógicos programáveis para toma de decisões, armazenamento de informações em bancos de dados e rastreabilidade de todos os processos de coleta de água.

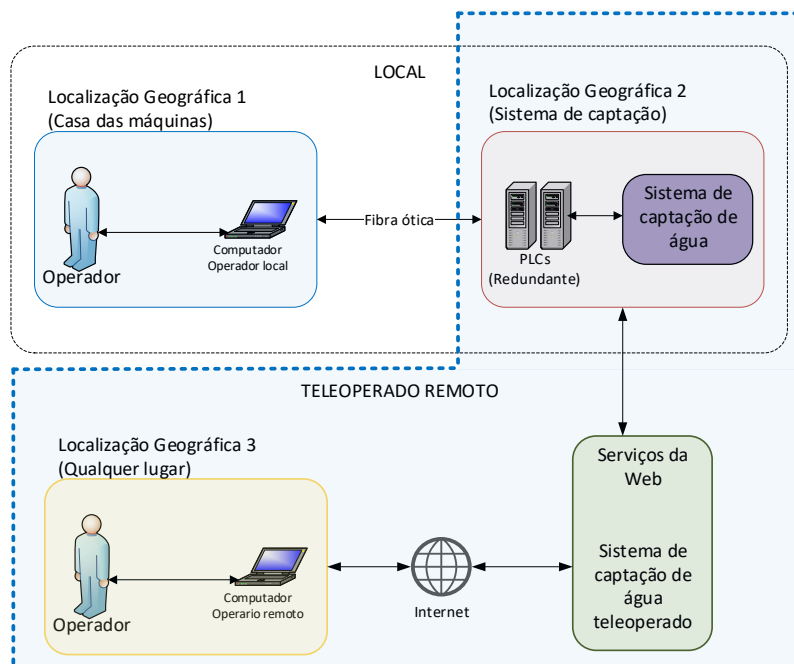
Nesta análise foi verificado que os sub-processos na coleta de água se realizam pelos operadores através de processos manuais, de observação ou como resultados da experiência, alguns sinais analógicos ou digitais são transmitidos e armazenados em um computador, na Figura 2 é apresentado o diagrama da situação atual. A localização geográfica 1 é a casa de máquinas e a localização geográfica 2 é local de coleta de água, encontram-se geograficamente afastadas.



**Figura 2.** Situação atual do sistema de coleta de água

Em busca de otimização do tempo na tomada de decisões nos sub-processos que estão integrados no processo de coleta de água, se propõem o controle, monitoramento, operação e proteção do sistema através de um sistema remoto, o modelo é apresentado na Figura 3. A tele operação no

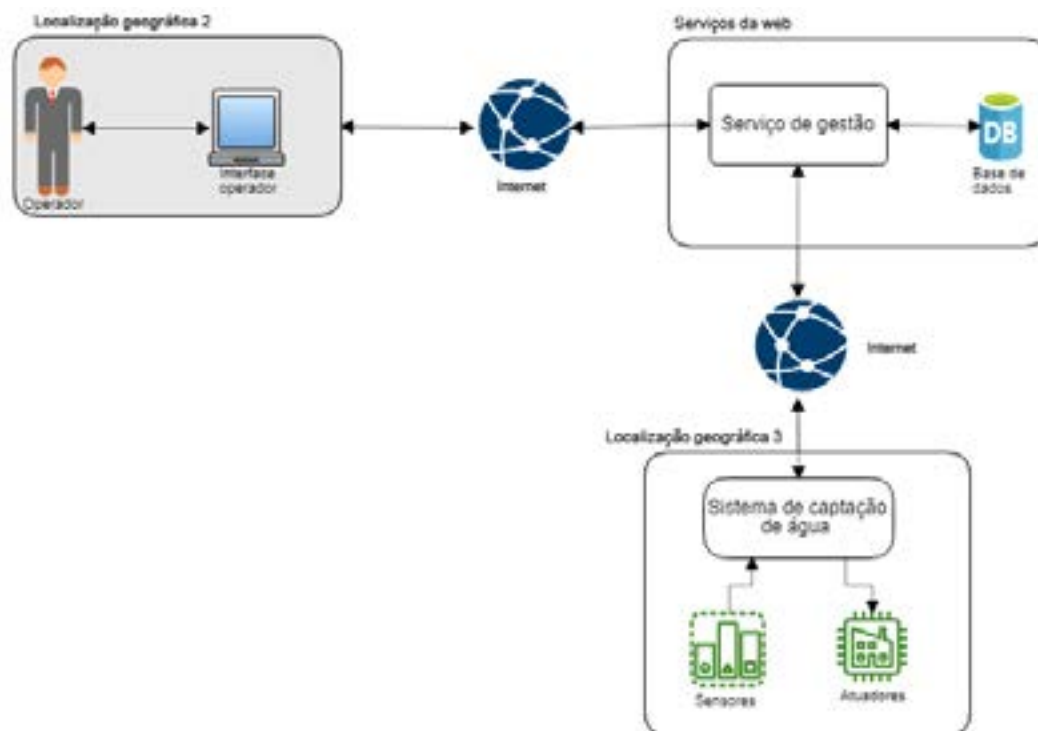
processo de coleta de água é uma boa opção uma vez que os dados podem ser enviados com segurança, as decisões são tomadas em um tempo menor, pois há informações muito mais rápidas, são obtidos dados para o controle da comporta do fluxo ecológico e uma produção de energia é mantida proporcional à quantidade de sedimentos suspensos na água.



**Figura 3.** Proposta do Sistema de teleoperação

Uma vez definida a proposta de um sistema de coleta de água teleoperado, é realizada a análise de cada um dos subprocessos, a fim de identificar insumos, processos e produtos, com o objetivo de: propor uma Arquitetura Orientada a Serviços (SOA), propor uma arquitetura de software, propor módulos independentes para a programação de controladores lógicos programáveis e estabelecer os serviços web que serão implementados na SOA. Na figura 4 a arquitetura proposta é apresentada de forma geral, essa arquitetura busca a otimização do recurso hídrico para a geração de eletricidade sem comprometer o maquinário de geração, nem prejudicar o fluxo ecológico que a fonte de água deve manter.

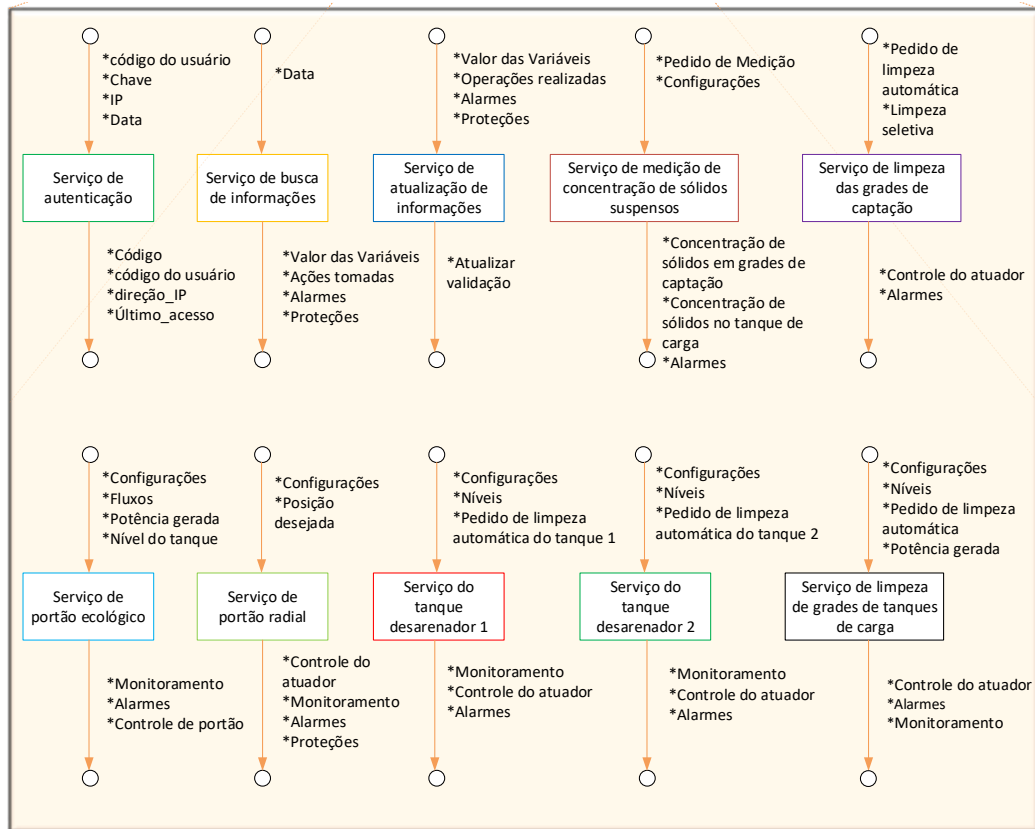




**Figura 4.** Arquitetura proposta para o sistema de coleta de água tele operado

### 3. RESULTADOS

Em relação ao problema proposto, os serviços web são apresentados como uma resposta de implementação a uma SOA, o que permite a tele-operação via Internet com características que apresentam grande abrangência de vantagens para um sistema complexo como é a captação de água, dentre estas: escalabilidade, baixo acoplamento, independência de suas funções e ações síncronas. Essas características são dadas pelos serviços web, na figura 5 são apresentados os dez serviços web indicando suas entradas, saídas e relação com os subprocessos do sistema de coleta de água.

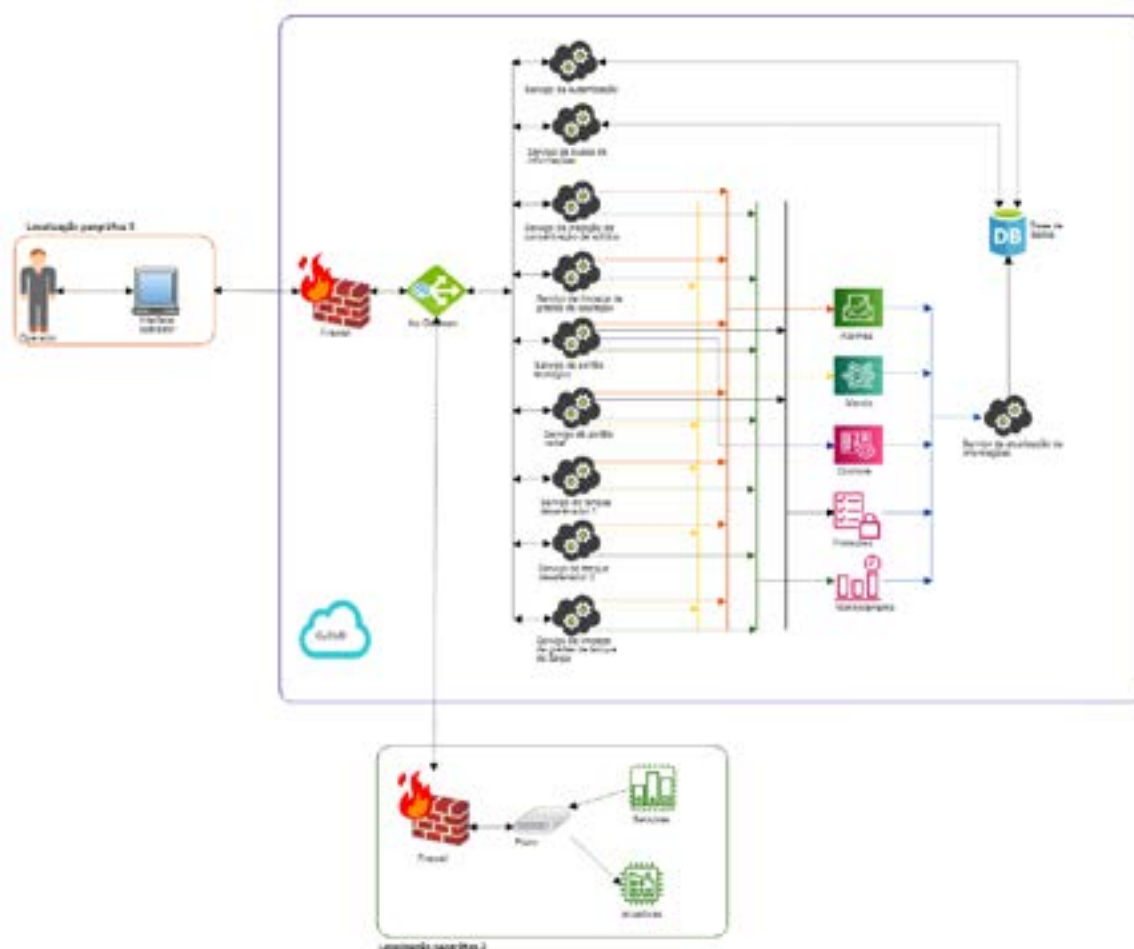


**Figura 5.** Serviços web para o sistema de coleta de água tele operado

Observasse na Figura 5, que os serviços apresentados são independentes uns dos outros, isto permite que o sistema seja robusto em operação, esses serviços são completamente definidos e atendem a uma função determinada, neste sentido a escalabilidade pode ser replicada em sistemas similares de maior ou menor tamanho, os sinais de entrada são digitais ou analógicos definidos por sensores, o que deixa a dependência dos inputs de lado.

Na Figura 6 é apresentada a arquitetura em detalhe na qual os serviços da web são evidenciados; após a obtenção de todos os serviços que farão parte da arquitetura, os firewalls que controlam o acesso à rede que se traduz em segurança, o banco de dados onde todas as informações geradas pela PCH devem ser armazenadas, o gateway da API que permite que os aplicativos acessem dados e lógica de negócios dos serviços da Web e, finalmente, o proxy que serve de intermediário entre os sensores e atuadores para que eles façam solicitações a os serviços da web.





**Figura 6.** Arquitetura em detalhe

Na Tabela 1 é apresentada uma síntese onde são indicados os princípios da SOA e a forma como foram desenvolvidos na proposta de arquitetura além da sua implementação com os serviços web.

**Tabela 1.** Princípios SOA no planejamento do sistema

Princípio SOA	Cumprido com o princípio?	Fator de Verificação do princípio
Contrato	Sim	No momento da publicação, o contrato é especificado por meio do WSDL, que define os parâmetros da entrada saída e o tipo de dados.
Interoperabilidade	Sim	Os serviços são independentes da linguagem de programação e do sistema operacional, o que permite a interação entre dois ou mais serviços.
Reutilização	Sim	O serviço ao não guardar o estado permite que sejam reutilizáveis para a mesma aplicabilidade sem a necessidade de gerar um novo serviço
Autonomia	Sim	O serviço tem o controle sobre seu ambiente, também controla as funções que ele encapsula
Baixo acoplamento	Sim	Cada serviço tem funções muito bem definidas, estes serviços não dependem de outros, por causa de sua dependência zero com outros serviços permite que o sistema seja escalável
Fácil descobrimento	Sim	O usuário através da UDDI descobre os serviços e métodos implementados em cada um dos serviços
Não conserva estado	Sim	Os serviços são projetados para lidar apenas com lógica, não armazenam informações, as informações

De acordo com os dados mostrados na Tabela 1, à arquitetura proposta e sua implementação estão em conformidade com os princípios de uma arquitetura orientada a serviços, que permite ao sistema ter vantagens técnicas como interoperabilidade, escalabilidade e flexibilidade em termos de aplicações de teleoperação em várias áreas como a medicina, operação de sistemas de coleta de água de PCH, entre outros.

Destacando o princípio do baixo acoplamento entre os serviços web, na figura 7 é apresentado o diagrama de seqüência do sistema de coleta teleoperado, nele são apresentadas cada uma das atividades realizadas pelo operador e pelo sistema de coleta. A interação da mensagem acontece por meio da chamada dos dez serviços da Web, que usam o padrão XML para enviar e receber informações. Este diagrama de seqüência permite estabelecer a relação entre cada um dos atores no sistema e permite observar o fluxo de informações necessárias para que o sistema de coleta teleoperado funcione de forma segura e confiável.

#### 4. CONCLUSÕES

O planejamento de uma arquitetura de software como a SOA possui vantagens em termos de escalabilidade, fraco acoplamento, reuso, autonomia, modularidade, encapsulamento, não mantém estado e transparência em sua localização, assim, esse tipo de arquitetura garante que a sua utilização não seja apenas em um desenvolvimento específico, mas também admite ser dimensionado para outros sistemas, neste caso para outras pequenas centrais hidrelétricas que podem ser configuradas independentemente do tamanho, número de elementos e outros fatores que podem variar de central para central.

A disponibilidade de uma arquitetura que permita a teleoperação de sistemas de coleta de água aumenta a confiabilidade, a segurança e a toma de decisões no momento certo, uma vez que os operadores podem realizar operações sobre as comportas, sem a necessidade de passar para localização desses elementos, além disso, isso pode ser traduzido em segurança para a planta, pois, no momento de uma eventualidade, ações podem ser tomadas imediatamente e, assim, mitigar o evento acontecido.

A partir do diagrama de seqüência apresentado na Figura 7, é possível observar que os serviços não dependem de outros serviços da Web para sua operação, ou seja, se um serviço estiver fora de operação, os outros conseguem operar normalmente, isto faz que a arquitetura tenha um alto grau de tolerância a falhas e baixo acoplamento entre os serviços da web

Esta abordagem armazena todas as informações de alarmes, estado das variáveis, proteções e ações realizadas nos sistemas de captação de água em um banco de dados remoto, essa informação torna-se extremamente importante devido ao histórico que fica registrado com o passar do tempo. Estas informações permitem correlacionar e desenhar padrões que permitam determinar as frequências de manutenção e, se alguma eventualidade, é possível cruzar as informações e determinar a causa do evento.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem à Universidad del Valle – Colômbia que fez possível o desenvolvimento do presente estudo

#### Referencias Bibliográficas

- [1] C. E. Corpoema, “*Formulación de un plan de desarrollo para las fuentes no convencionales de energía en colombia (PDFNCE)*.” p. 194, 2010.
- [2] Upme, “*Costos indicativos de generación eléctrica en colombia*,” p. 416, 2005.
- [3] L. F. Múnera López, *Potencial Hidroeléctrico de Antioquia. Inventario, Perspectivas y Estrategias*, Edición 1. 2011.
- [4] N. M. Josuttis, *SOA in practice*. O’Reilly, 2007.
- [5] Camacho. J, Chamorro. C, Sanabria. J, Caicedo. G, and García. J, “*Implementation of a Service-Oriented*



*Architecture for Applications in Physical Rehabilitation,” Rev. Fac. Ing., vol. 26, no. 46, pp. 113–121, Sep. 2017, 10.19053/01211129.v26.n46.2017.7323.*

- [6] Camacho, J. Chamorro. C., and Caicedo. G, “*Implementation by means of Web Services of an with Service Orientation Architecture for a System Tele-operated,*” in *2018 IX International Seminar of Biomedical Engineering (SIB)*, 2018, pp. 1–7, 10.1109/SIB.2018.8467754



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## AVALIAÇÃO COMPARATIVA DE COMPÓSITOS DE PP VIRGEM E RECICLADO REFORÇADOS COM FIBRA DE BAMBU: PROPRIEDADES MECÂNICAS E FÍSICAS

### COMPARATIVE EVALUATION OF THE VIRGIN AND RECYCLED POLYPROPYLENE IN PP/BAMBOO FIBER COMPOSITES: MECHANICAL, PHYSICAL PROPERTIES

Lety del Pilar Fajardo Cabrera de Lima <sup>(1)</sup>

Ruth Marlene Campomanes Santana <sup>(2)</sup>

Os polímeros são materiais que apresentam uma grande demanda, devido à sua versatilidade na fabricação, além de qualidades e características interessantes para aplicações diversas. Porém o uso deste tipo de materiais tem se transformado numa preocupação ambiental a nível mundial, devido às consequências relacionadas com seu curto tempo de uso que induz à geração de altas quantidades de resíduos plásticos. A reciclagem de polímeros é uma opção de solução a esta problemática, uma vez que permite reincorporar estes materiais num novo ciclo produtivo. Neste trabalho se obteve materiais compósitos a partir de matriz de Polipropileno reciclado (PPr) e virgem (PPv) reforçados com resíduos de fibra de bambu (FB), os compósitos foram obtidos por extrusão e para sua caracterização foram moldados corpos de prova por injeção. As amostras foram avaliadas por ensaios mecânicos (tração e flexão) e morfológicos. O objetivo foi avaliar o uso de matriz reciclada em compósitos de PP/FB. Resultados preliminares mostraram que o uso de PPr é uma opção ao uso de PPv.

**Palavras-chave** : Propriedades, Compósitos, polipropileno, fibra de bambu, reciclagem

#### ABSTRACT

Polymers are materials that are in high demand due to their versatility in manufacturing, as well as interesting qualities and characteristics for various applications. However, the use of this materials has become a worldwide environmental concern, due to the consequences related to its short time of use that induces the generation of high amounts of plastic waste. The recycling of polymers is a solution to this problem, since it allows to reincorporate these materials in a new production cycle. In this work we obtained composite materials from recycled polypropylene (PPr) and virgin (PPv) matrix reinforced with bamboo fiber waste (FB), the composites were obtained by extrusion and for their characterization, injection specimens were molded. The samples were evaluated by mechanical (tensile and flexural) and morphological tests. The objective was to evaluate the use of recycled matrix in PP / FB composites. Preliminary results showed that using PPr is an option to using PPv.

**Key words** — Properties, Composites, Polypropylene, Bamboo Fiber, Recycling

<sup>(1)</sup> Prof. Universidad del Valle – Colombia pilar.lima@ufrgs.br

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Ing.; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.



## 1. INTRODUCTION

Existe uma grande preocupação pela tendência na constante produção de plásticos com índices cada vez maiores, acreditasse que nos próximos 20 anos a tendência é a duplicar-se e para o ano 2050 as expectativas são de quadruplicar-se [1]. A problemática radica no alto volume de produção e seu curto tempo de uso, gerando contaminação devido à disposição inadequada dos plásticos pós-consumo. Outro tipo de resíduos que apresenta constante preocupação pela disposição inadequada e/ou falta de aproveitamento são os madeireiros e madeiráveis, especificamente entre os madeiráveis se encontra o bambu um material natural com enormes benefícios ambientais e excelentes propriedades, porém, a sua industrialização implica a geração de uma grande quantidade de resíduos que podem chegar a 40% [2]. Muitas vezes estes resíduos são queimados para produção de energia, porém, esta atividade gera altos índices de contaminantes para o meio ambiente, entre eles: material particulado, hidrocarbonetos, monóxido de carbono, estes elementos podem ser levados pelas correntes de ar até lugares localizados a 20 quilômetros do local da queima [3]. Os problemas ambientais são uma preocupação global, assim se torna indispensável dar um destino correto a este tipo de resíduos; o aproveitamento de resíduos plásticos e madeireiros, se apresenta como uma estratégia viável, econômica e ambientalmente correta, especificamente a partir da reciclagem é possível reincorporar estes resíduos a um processo produtivo e com isto surge um enfoque reativo frente a problemas ambientais, cumprimento da normatividade meio ambiental em relação ao controle das fontes, eco-eficiência com maior visão do futuro analisando o sistema do produto e integrando a eficiência ambiental com a eficiência econômica. A obtenção de materiais compósitos a partir de matéria prima reciclada, permite um aproveitamento de resíduos que tem apresentado interesse de varias indústrias, entre elas a automobilística, moveleira, construção civil, entre outras. A produção deste tipo de compósitos poliméricos reforçados com fibras lignocelulósicas, tem sido incrementada devido ao baixo custo da matéria prima, características de biodegradabilidade, se destacam por apresentar bom desempenho mecânico, propriedades físicas interessantes para diversas aplicações, baixo custo de manutenção, grande importância sócio-econômica, são materiais ecologicamente corretos uma vez que permitem a substituição de fibras sintéticas por fibras naturais e podem ser produto da reciclagem dos seus componentes.

Os materiais compósitos com resíduos de fibras naturais podem ser combinados com polímeros de baixa temperatura de processamento, como é o caso do PP [4], a fim de evitar danificar o material lignocelulósico

Neste trabalho foram obtidos materiais compósitos a partir da reciclagem de resíduos de fibra de bambu originados na industrialização do bambu, provenientes de Popayán Colômbia, utilizados como reforço em matriz termoplástica de PPv e PPr, com o objetivo de avaliar o uso de matriz reciclada (PPr) em compósitos PP/FB.

## 2. EXPERIMENTAL

### 2.1. Materiais

Polipropileno reciclado (PPr) produto da coleta de tampinhas de garrafas, como agente de acoplamento foi utilizado o polipropileno graftizado com anidrido maleico, fabricado pela Dupont Fusabond MZ-109D; fibra de bambu da espécie *Guadua angustifolia* com granulometria de 250 $\mu$ m, resíduos da industrialização do bambu, procedente de Popayán, Colômbia.

### 2.2. Condições de Processamento

O polipropileno reciclado (PPr) passou por seleção, limpeza e triturado; A fibra de bambu (FB) permaneceu em estufa a 58°C por 24 horas para retirar a umidade prévio ao processamento . Os materiais foram pesados separadamente utilizando uma balança analítica AY-220 e preparados com as composições especificadas na Tabela 1.

**Tabela 1.** Composição das amostras

Amostra	% FB	% PP	PP-g-MA (%)
PP/FB	30	67	3
PPr/FB	30	67	3

O PP, a FB e o PP-g-MA foram misturados manualmente antes de serem incorporados na extrusora, de acordo com as relações mássicas estabelecidas. A mistura manual foi incorporada na extrusora de dupla rosca HAAKE Rheomix OS PolyLab. Processou-se a uma temperatura de 180 °C, velocidade de rotação de 600 rpm, durante 5 minutos. Os corpos de prova (CP) para caracterização foram confeccionados por injeção, utilizando uma mini injetora (HAAKE Minijet II), com temperatura de 195 °C, temperatura no molde de 40°C e pressão de 400 bar.

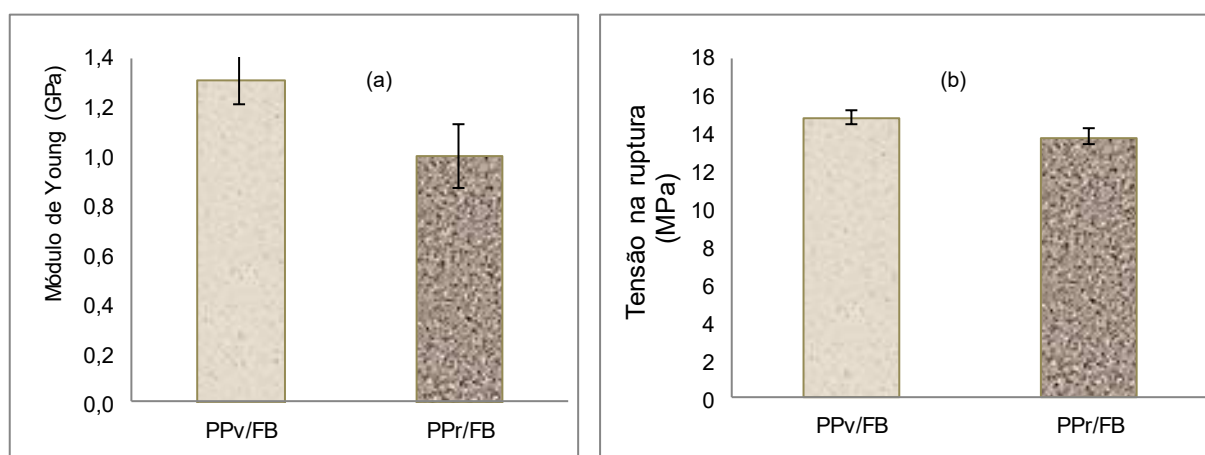
### 2.3 Caracterização

Para a realização dos ensaios foram utilizados 7 corpos de prova (CPs) por cada formulação. O ensaio de tração foi realizado numa máquina universal de ensaios modelo 4200 Instron, de acordo com a norma ASTM D638 [5], usando uma célula de carga de 5 kN e velocidade de 2 mm/min. O ensaio de impacto foi realizado de acordo com a norma ASTM D256 [6], com o teste de impacto IZOD usando um equipamento de impacto tipo pendulo CEAST Impactor II, e um martelo de 2.75 J. Os testes mecânicos foram realizados no Laboratório de materiais poliméricos (LAPOL) da UFRGS. Foram avaliadas as superfícies de fratura dos compósitos após o ensaio de tração, onde as amostras foram metalizadas com ouro 24 horas antes da análise utilizando microscópio eletrônico de varredura com aumento de 400X, da marca Jeol, modelo JSM-6060 com 15 kV de voltagem.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1 Propriedades mecânicas

Na Figura 1 são apresentados os resultados do ensaio de tração dos compósitos com a matriz virgem e reciclada



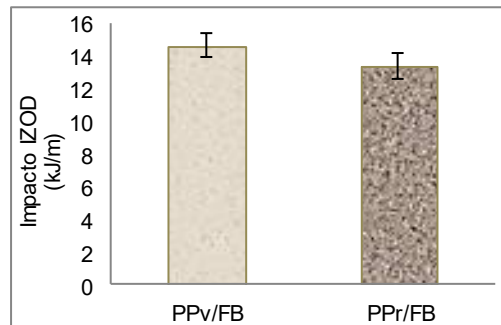
**Figura 1.** Resultados do ensaio de tração dos compósitos PPv/FB e PPr/FB: (a) Módulo elástico e (b) tensão na ruptura.

Na Figura 1 (a) pode ser observado que o compósito PPv/FB obteve módulo superior ao PPr/FB, o uso de matriz virgem proporcionou melhor rigidez a os compósitos, isto pode significar melhor interação da matriz virgem com a FB. Com relação à tensão na ruptura, tal como se observa na Figura 1 (b) se observa menor diferencia de valores, os compósitos PPv/FB apresentam um valor discretamente superior ao PPr/FB, estatisticamente podem ser considerados semelhantes.



Comportamento similar foi observado por Rosario et al [7]. no seu trabalho resíduos de sisal como reforço em compósitos de polipropileno virgem e reciclado, onde os compósitos com matriz virgem apresentaram módulo de Young e tração na ruptura ligeiramente superior. Spadetti et al [8]. também obtiveram resultados semelhantes ao estudar as propriedades térmicas e mecânicas dos compósitos de polipropileno pós-consumo reforçados com fibras de celulose, os compósitos produzidos com a matriz reciclada mostrou propriedades mecânicas, térmicas e morfológicas muito semelhantes aos produzidos com a matriz de PP virgem.

Na Figura 2 se apresenta resultados do ensaio de resistência ao impacto para os compósitos PPv/FB e PPr/FB.

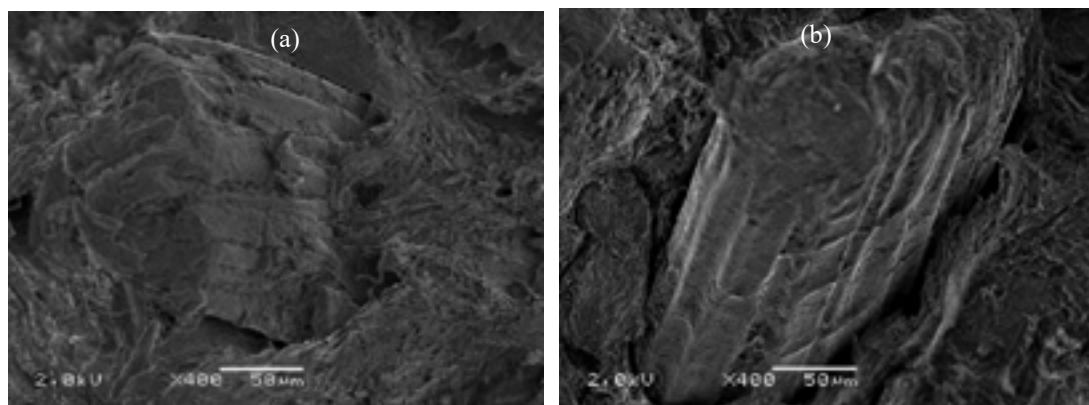


**Figura 2.** Resultados do ensaio de impacto

Se observa um melhor desempenho da absorção ao impacto nos compósitos com PPv, isto se relaciona à transferência de energia da matriz para a fibra, assim é possível afirmar que houve melhor interação nos compósitos PPv/FB. Este resultado pode estar relacionado a uma melhor interação aa FB com a matriz virgem, porem os resultados dos dois compósitos podem ser considerados estatisticamente bastante próximos. Rosario et al [7] observaram um comportamento similar entre os compósitos de sisal com matriz virgem e reciclada, os autores concluíram que a matriz reciclada mostrou viabilidade de uso em compósitos reforçados com fibra de sisal. Outros autores também obtiveram resultados similares [9]- [10].

### 3.2 Morfologia

Na Figura 3, se observam as micrografias obtidas por MEV da superfície de fratura depois do ensaio de tração, dos compósitos de PP/FB com matriz virgem e reciclada



**Figura 3.** Micrografias MEV dos compósitos (a) PPv/FB y (b) PPr/FB

Nas micrografias se observa que no compósito com matriz virgem (a) houve uma melhor adesão, já no compósito com matriz reciclada (b) pode ser observado a presença de um pequeno buraco aparentemente proveniente do arranchamento das fibras conhecido como *pull-out*. Em

geral os dois compósitos aparentemente apresentaram uma boa adesão fibra-matriz, estas observações são coerentes com os resultados obtidos nos ensaios mecânicos.

#### 4. CONCLUSÕES

- As propriedades apresentadas pelos compósitos produzidos com matriz de PP reciclada, apresentaram valores mais baixos quando comparadas com aqueles produzidos com PPv
- O uso de PP reciclado surge como uma opção ao uso de matriz de PP virgem para a produção de compósitos termoplásticos reforçados com fibras de bambu, sendo uma alternativa com benefícios ambientais, uma vez que permite o aproveitamento de resíduos poliméricos e de fibras (desperdícios) em busca de materiais ecologicamente corretos.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPQ pela ajuda financeira à pesquisa, à RESAG-SIBRATEC à UFRGS e ao LAPOL por permitir a realização dos ensaios, à UNIVALLE pelo incentivo à pesquisa.

#### Referências Bibliográficas

- [1] Semana Sostenible, “Colombia da un paso hacia la prohibición de los plásticos de un solo uso,” *Semana*, 2019. [Online]. Available: <https://sostenibilidad.semana.com/medio-ambiente/articulo/colombia-da-un-paso-hacia-la-prohibicion-de-los-plasticos-de-un-solo-uso/43504>. [Accessed: 09-May-2019].
- [2] Aserrín de guadua: un residuo para la industria. Available: [agenciadenoticias.edu.co](http://agenciadenoticias.edu.co) [Accessed: 08-Apr-2015].
- [3] FAJARDO, L.P.; SANTANA, R. Monitoreo comparativo de los contaminantes generados por la quema de residuos plásticos y de especies vegetales. 1º. Congreso Interamericano de cambio climático, Viña del Mar, octubre 2013.
- [4] MANRICH, S. Processamento de termoplásticos – rosca única, extrusão e matrizes, injeção e moldes São Paulo, Artliber, 2005
- [5] American Society for Testing Materials ASTM D 638-10 Standard Test Method for Tensile e Properties of Plastics.
- [6] American Society for Testing Materials ASTM D256 – 10 Standard Test Methods for Determining the Izod Pendulum Impact Resistance of Plastics
- [7] ROSARIO, F.; PACHEKOSKI, W.; SILVEIRA, A.; DOS-SANTOS, S.; CASARIN, S. Resíduos de sisal como reforço em compósitos de polipropileno virgem e reciclado. *Revista Polímeros*, 90-97 (2011) 21 (2).
- [8] SPADETTI, C.; FILHO., DE-SENA, G.; DE-MELO, C. Propriedades térmicas e mecânicas dos compósitos de polipropileno pós-consumo reforçados com fibras de celulose. *Revista Polímeros*, 84-90 (2017) 27(número especial).
- [9] NAJAFI, S. Use of recycled plastics in wood plastic composites – a review. *Journal Waste Management*. 1898-1905 (2013) 33.
- [10] BATTISELLE, R.; VIOLA, N.; BEZERRA, B.; VALARELLI, I. Caraterização física e mecânica de um compósito de polipropileno reciclado e farinha de madeira sem aditivos. *Revista Matéria*. 7-15 (2014) 19(01).





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Técnicas construtivas e ferramentas tecnológicas de equipamentos para uso de energias renováveis

Botelho, Guilherme L.<sup>(1)</sup>  
Lietzmann, Dr. Klaus D.<sup>(2)</sup>

### RESUMO

O mundo está mudando cada vez mais rápido como consequência de um desenvolvimento tecnológico acelerado. Essas tecnologias estão presentes nos mais diversos ramos de atividades e essencialmente na utilização de recursos renováveis para geração de energia. Especialmente em uma área de alta complexidade e alto nível de conhecimento, como desenvolvimento e construção de usinas eólicas, solares e hídricas, que as tecnologias inovadoras mostram-se grandes aliadas aos engenheiros e investidores. No século XXI, a necessidade de integrar novas ferramentas, tecnologia e inovação à construção de empreendimentos tem revolucionado, principalmente, a forma de fazer a obra, alavancando modelos financeiros, tornando projetos cada vez mais atraentes. Tendências positivas estão aparecendo na Europa e América do Norte. Grandes corporações como Google, Apple, Nike, Facebook, Wal-Mart e Microsoft firmaram contratos de compra de energia (Power Purchase Agreements - PPAs) para o suprimento a longo prazo de energia eólica e solar.

**Palavras chave** — Energia renovável, geração de energia, energia eólica, aerogeradores, equipamentos e ferramentas tecnológicas.

## Constructive techniques and equipment technological tools in renewable energy

### ABSTRACT

The world is changing fast as a result of an accelerated technological development. These technologies are present in the most diverse branches of activity and essentially in the use of renewable resources for power generation. Especially in an area of high complexity and high level of knowledge, such as the development and construction of wind, solar and hydroelectric plants, that innovation and technology prove to be great allies with engineers and investors. In the 21st century, the need to integrate new tools, technology and innovation into the construction has revolutionized, mainly, the way to build, improving financial models, making projects increasingly attractive. Positive trends are appearing in Europe and North America. Major companies such as Google, Apple, Nike, Facebook, Wal-Mart, and Microsoft have signed Power Purchase Agreements (PPAs) for long-term wind and solar power supplies.

**Keywords** — Renewable energy, energy production, wind energy, wind turbines, technology, construction equipment and tools.

<sup>1</sup> Wind and Solar Park Manager; Epi Energia Projetos e Investimentos; g.botelho@epienergia.com.br

<sup>2</sup> Dr. Eng. CEO; Eab New Energy; k.lietzmann@eab-newenergy.eu

## 1. INTRODUÇÃO

A energia eólica no continente provém da radiação solar uma vez que os ventos são gerados pelo aquecimento não uniforme da superfície terrestre. Uma estimativa da energia total disponível dos ventos ao redor do planeta pode ser feita a partir da hipótese de que, aproximadamente, 2% da energia solar absorvida pela Terra é convertida em energia cinética dos ventos. Este percentual, embora pareça pequeno, representa centena de vezes a potência anual instalada nas centrais elétricas do mundo.

Os ventos que sopram em escala global e aqueles que se manifestam em pequena escala são influenciados por diferentes aspectos, entre os quais destacam-se a altura, a rugosidade, os obstáculos e o relevo. [12]

Assim como em qualquer outro negócio, a inovação é o que garante o progresso dos negócios e a sobrevivência das empresas. Ao longo da história, temos exemplos de como a tecnologia se desenvolveu e permitiu um salto de evolução na engenharia. No século XXI, a necessidade de integrar novas ferramentas, tecnologia e inovação à construção de empreendimentos tem revolucionado, principalmente, a forma de fazer a obra, alavancar modelos financeiros, tornando projetos cada vez mais atraentes.

Do ponto de vista ambiental atualmente se tem um aumento na concentração de CO<sub>2</sub> na atmosfera de 290ppm (parte por milhão) para quase 400ppm, aumento das temperaturas médias desde 1900 em 0,95 ° C na Europa, aumento do nível do mar na média global entre 10 a 20cm. Com isso cada vez mais existe uma necessidade da atualização do uso de tecnologias convencionais para o uso de energias renováveis. Nesse cenário a energia eólica terá um papel muito importante, embora a tendência é que a energia solar no futuro venha a ter mais participação levando em conta quantidade de instalações.

## 2. CONCEITOS E METODOLOGIA

Denomina-se energia eólica a energia cinética contida nas massas de ar em movimento (vento). Seu aproveitamento ocorre por meio da conversão da energia cinética de translação em energia cinética de rotação, com o emprego de turbinas eólicas, também denominadas aerogeradores, para a geração de eletricidade. [1]

Aqui será discutido a instalação de parques eólicos “Onshore” e “Offshore” (no continente e fora do continente) como também são apresentadas novas técnicas e tecnologias que visam desenvolver uma melhor performance desses parques.

A tabela 1 mostra a previsão do desenvolvimento da capacidade instalada de energia eólica em GW (giga watts) na Europa até o ano de 2025.

Tabela 1: Previsão de crescimento da capacidade instalada de energia eólica na Europa.[2]

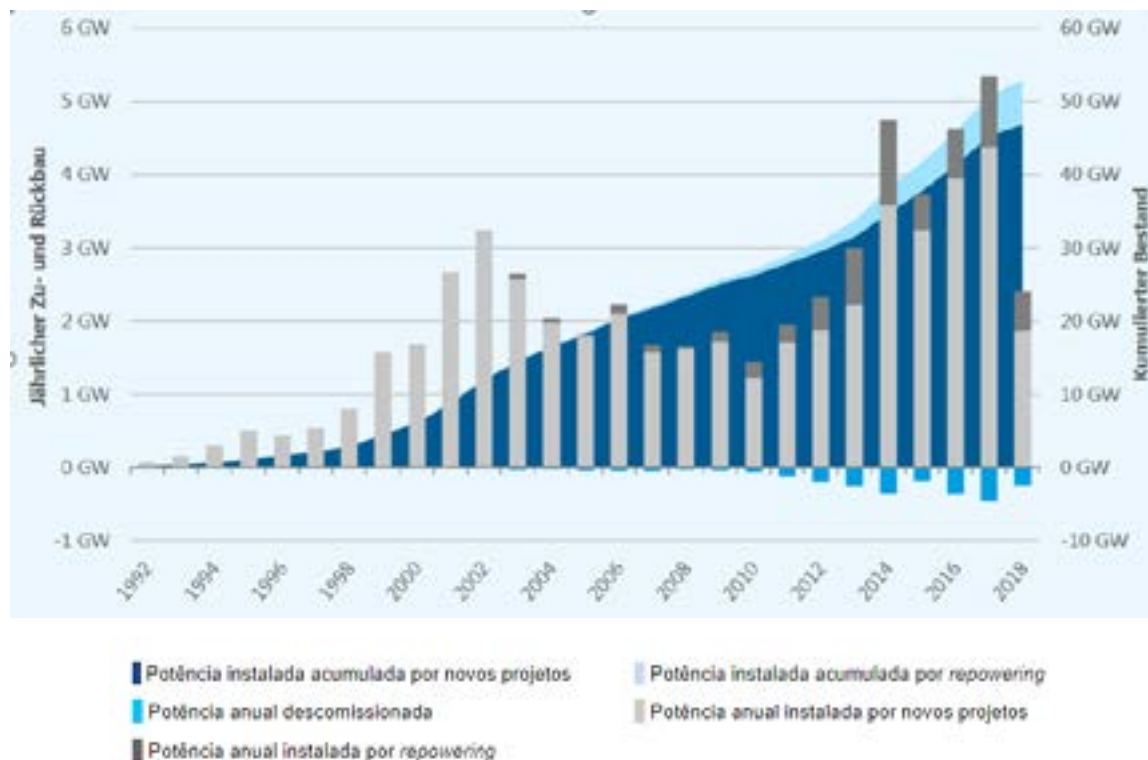
Europe capacity forecast (GW)									
	End 2018	Added in 2018	End 2019	Added in 2020	End 2020	Added in 2021	End 2021	Added in 2022-2025	End 2025
Germany	59.8	3.2	63.1	2.8	65.9	2.6	68.5	7.7	76.2
Spain	23.4	1.2	24.7	0.6	25.3	0.5	25.8	1.2	27.0
UK	21.4	3.3	24.7	2.5	27.2	2.9	30.1	6.8	36.9
France	14.6	1.4	16.0	1.1	17.1	1.1	18.2	3.1	21.3
Italy	9.7	0.4	10.2	0.2	10.3	0.0	10.3	0.4	10.7
Sweden	7.1	2.0	9.1	1.2	10.3	1.5	11.8	2.7	14.4
Poland	6.4	0.2	6.6	0.3	6.8	0.1	7.0	0.9	7.9
Denmark	5.8	0.2	5.9	0.2	6.1	0.1	6.2	0.6	6.8
Portugal	5.3	0.3	5.6	0.2	5.8	0.0	5.8	0.5	6.3
Netherlands	4.5	0.4	4.8	0.9	5.8	0.6	6.3	1.0	7.3
Others	23.1	3.8	26.9	3.5	30.4	3.2	33.6	11.3	44.9
<b>Total</b>	<b>181.2</b>	<b>16.4</b>	<b>197.6</b>	<b>13.4</b>	<b>211.0</b>	<b>12.4</b>	<b>223.4</b>	<b>40.2</b>	<b>263.6</b>



## 2.1. Onshore

A tabela 2 apresenta a potência instalada de aerogeradores no período entre 1992 e 2018, sendo levado em consideração potência instalada acumulada por novos projetos, potência anual descomissionada, potência anual instalada por *repowering*, potência instalada acumulada por *repowering* e potência anual instalada por novos projetos na Alemanha.

Tabela 2: Desenvolvimento anual da potência instalada de energia eólica na Alemanha [3]



Apesar da crescente previsão de capacidade instalada de aerogeradores no mundo, a Alemanha hoje está passando por um processo de atualização. É importante dizer que apenas 0,2% da área terrestre é utilizada para o uso de energia eólica. Em toda Alemanha e especialmente a na Saxônia está ocorrendo o fenômeno de *repowering*, ou seja, está sendo feito o repotenciamento das turbinas eólicas existentes.

A tabela 3 apresenta um comparativo de potência nominal, produção de energia e dados característicos dos aerogeradores em operação e novos empreendimentos que estão sendo comissionados atualmente.

Tabela 3: Comparativo - aerogeradores em operação x aerogeradores de novos empreendimentos [4]

AEG	Potência nominal [kW]	Produção de Energia [MWh]	Horas em operação	Porcentagem de horas em operação [%]	Altura do cubo [m]
Enercon E-40	500	882,2	1.764	0,20	65
Enercon E-70	2.000	3.297	1.649	0,19	64
Vestas V-150	4.200	19.051,70	4.536	0,51	166

## 2.2. Offshore

O mercado eólico offshore está crescendo e espera-se que cresça significativamente nas próximas duas décadas; da capacidade atual de instalação de 14 GW para 100 GW ou mais até o ano de 2030. Nos últimos anos, os empreendimentos eólicos em alto mar vêm apresentando alturas cada vez maiores, com rotores de maior diâmetro e turbinas cada vez mais robustas e, por conseguinte, apresentando maiores fatores de capacidade em relação aos projetos em terra. De acordo com WindEurope (2018), em 2017 o tamanho médio de um parque eólico offshore conectado à rede na Europa tinha cerca de 493 MW, com profundidade média de 27,5 metros e distância média até a costa de 41 km. [5]

Além das importantes economias de escala relativas ao maior dimensionamento e padronização dos projetos, tem havido redução do tempo de instalação por conta de métodos de instalação e navios de apoio à construção offshore dotados de maiores requisitos tecnológicos e eficiência, compensando eventualmente aumentos de custos relacionados à localização de projetos em águas mais profundas.

O desenvolvimento de projetos eólicos *Offshore* será a modalidade mais utilizada no futuro. Com isto surgem necessidades especiais na construção dos equipamentos e tecnologias que possam diminuir no que se refere por exemplo à corrosão, dentre outras exigências. Também as alturas maiores exigem maior desenvolvimento na área construtiva, considerando-se estabilidade, limite de carga das torres e pás de rotor.

A figura 1 ilustra os tipos de fundação comumente utilizados em projetos eólicos *offshore*.

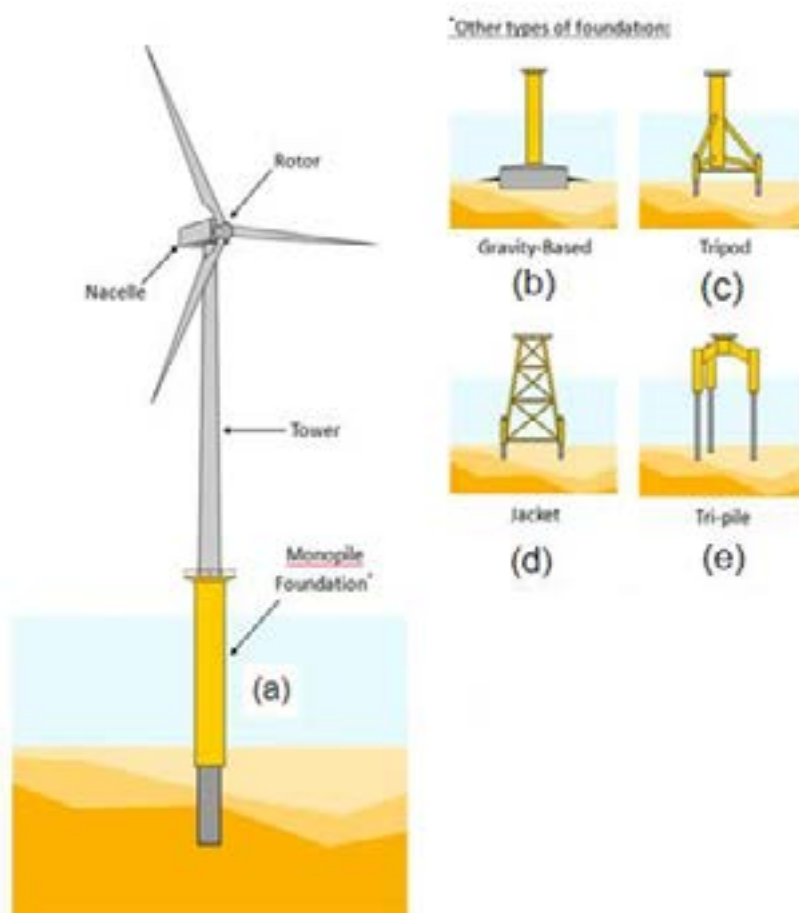


Figura 1: Tipos de fundação *offshore*. [6]

(a) *Monopile Foundation*; (b) *Gravity*; (c) *Tripod*; (d) *Jacket*; (e) *Tri-pile*

As torres possuem diâmetro de até 8m, e pesam aproximadamente 1.200 toneladas, os tubos de aço devem ter pelo menos metade do comprimento no solo para garantir uma ancoragem segura. A



fim de reduzir as perturbações dos animais marinhos por ruídos de borbulhamento na água, são usados véus de bolha que quebram o som gerado e reduzem o ruído. As fundações (até 80m de altura, pesando até 1.800 toneladas) ficam em baldes de até 13m de altura, virados para cima, no fundo do mar. As fundações são absorvidas por peso e água no fundo do mar. A construção é bastante silenciosa, o que evita a perturbação dos animais.

O exemplo do Parque eólico *offshore* de Aberdeen Bay, na Escócia – Vattenfall. Atualmente a mais potente turbina eólica do mundo em operação - V164 com potência nominal de 8,8 MW.

Tabela 4: Dados do parque eólico *offshore* de Aberdeen Bay. [7]

Potência Instalada	93.2 MW
Tipo do Aerogerador	2 x V164 - 8.8 MW 9 x V164 - 8.4 MW
Tipo de fundação	Jacket
Rede interna (cabos)	66 kv
Redução anual de CO2	>134.000 Toneladas de CO2
Demanda média de Aberdeen	Gera aproximadamente 70% da demanda energética residencial de Aberdeen e 24% da demanda total da cidade.

### 3. NOVAS TÉCNICAS CONSTRUTIVAS E EQUIPAMENTOS

Objetivando o aprimoramento tecnológico e prospectando a necessidade de novas técnicas para um desenvolvimento macro energético do setor eólico, são citadas abaixo técnicas e equipamentos inovadores que podem beneficiar a geração energética.

#### 3.1. Novos modelos de Aerogeradores

O comércio de aerogeradores no mundo se desenvolveu rapidamente em tecnologia e tamanhos durante os últimos 15 anos. Esses novos modelos podem produzir até 45% por cento mais energia do que os aerogeradores atuais.

A Haliade-X 12 MW, turbina eólica offshore mais potente do mundo até hoje, com capacidade de 12 MW (a primeira do mundo), diâmetro do rotor de 220 metros, lâmina de 107 metros projetada pela LM Wind Power. Além de ser a maior turbina eólica offshore, a Haliade-X também será a mais eficiente das turbinas eólicas no oceano. Esse modelo de aerogerador pode gerar até 67 GWh por ano, isso representa energia renovável suficiente para até 16.000 famílias

As simulações indicam que o Haliade-X 12 MW pode apresentar um fator de capacidade de até 63% (P50) - O Fator de capacidade (FC) compara a quantidade de energia gerada em relação ao máximo que poderia ter sido produzido em operação de potência total contínua durante um período de tempo específico. Um estudo realizado pela General Electric (GE) indica que cada ponto adicional no fator de capacidade representa cerca de US \$ 7 milhões em receita, ao longo da vida de um parque eólico. A tabela 5 apresenta as especificações técnicas do aerogerador citado anteriormente.

Tabela 5: Especificações técnicas Haliade-X 12 MW. [8]

Potência nominal	12 MW
Diâmetro do rotor	220m
Comprimento da pá	107m
Área de varredura do rotor	38,000m <sup>2</sup>
Altura total	260m
Fator de capacidade (P50)	63%
Produção de energia (AEG GROSS)	67 GWh

Atualmente existem projetos em desenvolvimento de equipamentos com aerogeradores de potência ainda mais elevadas, a expectativa é que nos próximos anos serão ofertadas máquinas de 15MW até 20MW, sendo que alguns já se encontram em fase de testes.

### 3.2. Novas estruturas de torres e pás de rotor

Com a evolução de aerogeradores cada vez mais potentes, as estruturas das torres também estão sendo atualizadas. Torres cada vez mais altas e versáteis, como por exemplo a L136 da *Lagerway* com 160 m de altura, visando o maior aproveitamento do recurso eólico.

Juntamente com a evolução da altura das torres, tem que ser levar em conta a logística, a busca por redução dos custos de transporte com torres de aço modular que podem ser transportadas em caminhões normais. Os módulos de chapa metálica são montados no local fixando as chapas de metal juntas com parafusos de alta qualidade pré-tensionados. Essas torres de aço modular são montadas primeira parte em aço, depois em concreto (com anéis ou módulos), depois novamente em aço. [13]



Figura 2: Torre de aço modular. [13]



Além das estruturas das torres, as pás dos aerogeradores também estão passando por um processo de atualização, novas técnicas construtivas visando otimizar o ganho e se adequar as novas estruturas. Hoje essas pás são construídas em sua grande maioria em fibra de vidro e fibra de carbono (*CFK – carbon fiber composite*). Em paralelo já se encontra em desenvolvimento as fibras naturais. Devido ao maior comprimento da pá, elas estão sendo desenvolvidas em segmento, porém para isto também deve ser levado em conta os riscos de resistência à flexão.

### 3.3. Novos modelos de Guindaste

Um importante equipamento na construção de um aerogerador é o guindaste, eles são responsáveis pela montagem das torres. Uma vez que se tem uma tendência de torres cada vez mais altas, se faz necessário o desenvolvimento de tecnologia de novos guindastes. O guindaste de escalada da *Lagerwey* é a primeira grua de escalada independente do mundo projetada especificamente para a construção de turbinas eólicas. O guindaste foi projetado e desenvolvido pela *Lagerwey* para construir turbinas eólicas cada vez maiores em locais desafiadores e remotos. O transporte do guindaste é simples e não demanda muita logística, outro ponto importante é a velocidade do tempo de mobilização do mesmo, esse guindaste traz muitos benefícios para a construção de aerogeradores que hoje já superam os 100 metros de altura. Entre outros possui baixo custo de transporte, agilidade na montagem levando a menos tempo de construção, enorme economia de espaço, pode trabalhar com velocidade de ventos até 15 metros por segundo. Bastante atrativo para instalações *offshore*, uma vez que montagens em alturas elevadas são necessárias.

A tabela 6 mostra especificações deste guindaste.

Tabela 6: Especificações do guindaste de escalada *Lagerwey*. [11]

Transporte	3 Caminhões
Peso total	65 toneladas
Tempo de montagem	1 dia de trabalho
Tempo de desmontagem	1 dia de trabalho
Altura do mastro	28 metros
Velocidade de vento máx. de operação	12 m/s
Peso máximo de operação	60 toneladas
Área de construção do guindaste	Aprox. 350 m <sup>2</sup>
Operação	Radiografia (do chão)



Figura 3: Guindaste. [11]

### 3.4. Projetos híbridos

Vem crescendo a discussão sobre a possibilidade de produção de energia com usinas que utilizem mais de uma fonte primária, chamadas de usinas híbridas. A título de exemplo, são listadas as seguintes combinações: eólica e fotovoltaica; eólica e hidrelétrica; hidrelétrica e fotovoltaica; heliotérmica (termossolar) e biomassa; biomassa e gás natural; carvão e biomassa; entre outros. [9]

Um projeto piloto em Gaildorf na Alemanha que usa energia eólica e hidrelétrica está sendo desenvolvido, onde nesse projeto as fundações da torre das turbinas eólicas são usadas como reservatório de água. A figura 3 ilustra o projeto piloto.

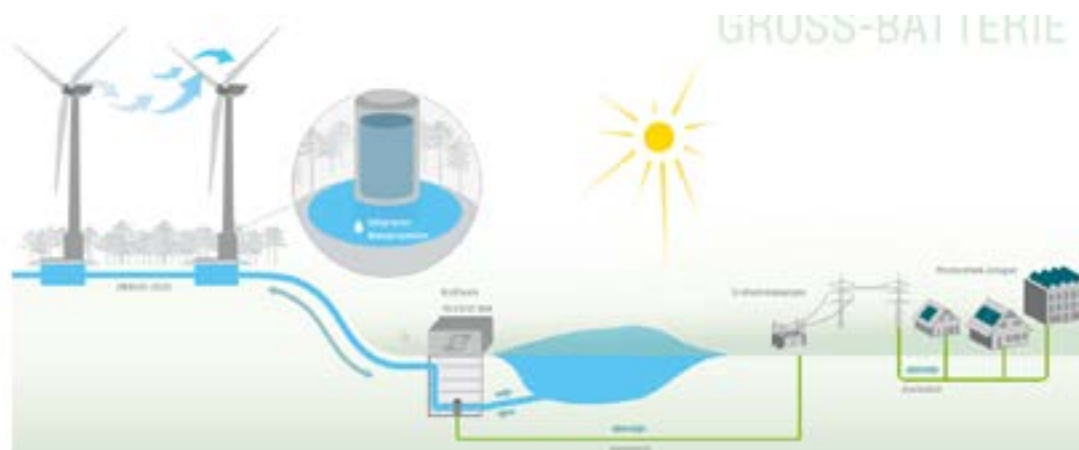


Figura 4: Projeto piloto em Gaildorf, Alemanha. [10]

Esse sistema híbrido é composto por módulos pré-moldados padronizados, onde a bacia inferior é projetada com o curso natural da água. A água fica armazenada na torre (armazenamento de energia natural) ficando armazenada em uma altura de 150 a 350 metros entre o lago no vale e as fundações de armazenamento das torres eólicas. O tubo de pressão é feito de polietileno e conecta os tanques superior e inferior. A tabela 7 evidencia as características do projeto piloto explanado anteriormente.



Tabela 7: Características do projeto piloto. [10]

Potência do parque eólico	4 x 3,4 MW
Diâmetro do rotor	137 m
Produção de energia pelo vento por ano	42 GWh
Altura do cubo	155 – 175 m
Potência da central hidrelétrica	16 MW
Capacidade de armazenamento	70 MWh
Queda livre	200 m
Volume de água	160.000 m <sup>3</sup>

### 3. CONCLUSÃO

Quando se fala em desenvolvimento econômico e social, o setor energético tem um papel muito importante, atrelando desenvolvimento de novos equipamentos e tecnologias tornando assim possível maximizar o potencial das fontes de geração e obter melhores ganhos. Visando o crescimento sustentável da sociedade e com a perspectiva de implementação de fontes não contribuintes para o efeito estufa, o incentivo a fontes renováveis aumenta exponencialmente a cada dia. Esse fato intensifica a necessidade de surgimento de novos, conceitos, tecnologias para que seja possível alavancar o potencial desejado destas fontes de geração de energia.

Espera-se num futuro breve que as fontes de energias renováveis dominem o panorama mundial de geração e esse setor tange a ser dominado em capacidade instalada pela geração eólica, o que evidencia a necessidade de incentivo em pesquisas nesse ramo, como também maiores incentivos que visem solucionar problemas políticos, que frequentemente se tornam um impedimento para o desenvolvimento desses projetos.

### 4. REFERÊNCIAS

- [1]GREENPEACE. *Wind Force*. 2003. Disponível em: <<http://4dlab.info/energy/energy-wind-windforce-12.pdf>>. Arquivo consultado em 19/07/2019 às 18:41.
- [2]European Wind Energy Association (EWEA). 2018. In: *Annual Statistics*. Arquivo disponível em: <<http://www.ewea.org/fileadmin/files/library/publications/statistics/EWEA-Annual-Statistics-2015.pdf>>. Arquivo consultado em 22/07/2019 às 15:22.
- [3]*Deutsche WindGuard*. Arquivo disponível em: <<https://www.windguard.de/windguard.html>>. Arquivo consultado em 20/07/2019 às 09:38.
- [4]*Wind Power Monthly*, 2018. *Wind Statistic*. Arquivo disponível em:<<http://www.windpower.com/statistics.htm>>. Arquivo consultado em 20/07/2019 às 14:25.
- [5]*Wind Europe. Wind energy in Europe in 2018 - Trends and statistics*. Arquivo disponível em: <<https://windeurope.org/wp-content/uploads/files/about-wind/statistics/WindEurope-Annual-Statistics-2018.pdf>> . Arquivo consultado em 26/07/2019 às 13:01.
- [6]BEURSKENS, J. 2000. *Going to sea – Wind goes offshore*. in *Renewable Energy World*, v. 3, n. 1 pp. 19-29.
- [7]Arquivo disponível em: <<https://group.vattenfall.com/uk/what-we-do/our-projects/european-offshore-wind-deployment-centre>>. Arquivo consultado em 24/07/2019 às 17:32
- [8] *GE Renewable Energy*. Arquivo disponível em: < <https://www.ge.com/renewableenergy/wind-energy/offshore-wind/haliade-x-offshore-turbine>>. Arquivo consultado em 26/07/2019 às 21:36.
- [9]Empresa de Pesquisa Energética. *Estudos de planejamento da expansão da geração*. 2017. Arquivo disponível em < <http://epe.gov.br/sites-pt/publicacoes-dados-abertos/publicacoes>>. Arquivo consultado em 25/07/2019 às 11:35.
- [10] Arquivo disponível em: <<https://naturspeicher.de/en/naturstromspeicher.php>>. Arquivo consultado em 23/07/2019 às 16:51.
- [11]Arquivo disponível em: <[www.lagerwey.de/climbing-crame](http://www.lagerwey.de/climbing-crame)> . Arquivo consultado em 26/07/2019 às 08:35.

[12]Centro de Referência para energia solar e eólica. Arquivo disponível em: <[http://www.cresesb.cepel.br/index.php?section=com\\_content&lang=pt&cid=211](http://www.cresesb.cepel.br/index.php?section=com_content&lang=pt&cid=211)>. Arquivo consultado em 28/07/2019 às 17:00.

[13]Arquivo disponível em: <<https://www.lagerwey.com/technology/tower/>> . Arquivo consultado em 29/07/2019 às 10:00.



# Tecnologias de Baterias para Armazenamento de Energia: Tipos e Características Operacionais

*Patricio Rodolfo Impinnisi*  
*rodolfo@lactec.org.br*



**39ª SENAFOR**



**9ª RENOMAT**

9ª Conferência Internacional de Materiais e  
Processos para Energias Renováveis  
Porto Alegre – RS - Brasil  
Outubro 2019





39ª SENAFOR

# Agenda

Introdução

O mercado de baterias

*Principias tecnologias*

*Íons de lítio*

*Chumbo-ácido*

*Zebra (Na-NiCl<sub>2</sub>)*

*Fluxo*

*Metal-ar*

*Comentários finais*



9ª RENOMAT 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis



2





# Introdução

## Os sistemas de armazenamento de energia eletroquímicos

MCl <sub>2</sub> -Na NaAlCl <sub>2</sub> -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> *	TiS <sub>2</sub> -Li LiAsF <sub>6</sub>	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub> -Li LiAsF <sub>6</sub>	FeS <sub>2</sub> -Li Org.	CoO <sub>2</sub> -Li LiAsF <sub>6</sub> /LiBF <sub>4</sub>	
CF <sub>3</sub> -Li LiBF <sub>4</sub>	SO <sub>2</sub> -Li LiBr	SOCl <sub>2</sub> -Li LiAlCl <sub>4</sub>	I <sub>2</sub> P2VP-Li LiI	CuO-Li LiClO <sub>4</sub>	MoS <sub>2</sub> -Li LiAsF <sub>6</sub>
Br <sub>2</sub> -Zn ZnBr <sub>2</sub>	MnO <sub>2</sub> -Li LiClO <sub>4</sub>	NiOOH-MH KOH	O <sub>2</sub> -H <sub>2</sub> POLYMER	MnO <sub>2</sub> -H <sub>2</sub> KOH	
Na-S β-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> *	FeS <sub>2</sub> -LiAl LiCl.KCl*	NiOOH-H <sub>2</sub> KOH	O <sub>2</sub> -Al KOH/NaOH		
MnO <sub>2</sub> -Al AlCl <sub>3</sub>	O <sub>2</sub> -H <sub>2</sub> H <sub>3</sub> PO <sub>4</sub>	CuCl-Mg NaCl	CaCrO <sub>4</sub> -Ca LiCl.KCl*	O <sub>2</sub> -Zn KOH	
O <sub>2</sub> -H <sub>2</sub> Li <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> /K <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> *	AgCl-Mg NaCl	MnO <sub>2</sub> -Zn KOH	O <sub>2</sub> -H <sub>2</sub> KOH	Ag <sub>2</sub> O-Cd KOH	
PbO <sub>2</sub> -Sb H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	MnO <sub>2</sub> -Mg Mg(ClO <sub>4</sub> ) <sub>2</sub>	NiOOH-Zn KOH	Ag <sub>2</sub> O-Zn KOH	HgO-Cd KOH	
PbO <sub>2</sub> -Pb HClO <sub>4</sub> -HBF <sub>4</sub>	PbO <sub>2</sub> -Zn pH <sub>4</sub>	NiOOH-Cd KOH	HgO-Zn KOH		
PbO <sub>2</sub> -Pb H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	MnO <sub>2</sub> -Zn NH <sub>4</sub> Cl-ZnCl <sub>2</sub>	NiOOH-Fe KOH	CuO-Zn KOH		





39ª SENAFOR

# Introdução

## A evolução das baterias a partir dos anos 90

- ✓ Mobilidade elétrica
- ✓ Aproveitamento de fontes renováveis
- ✓ Portabilidade

Periodic Table of the Elements

Symbol

The image shows a standard periodic table of elements. A large, multi-colored arrow (starting blue and ending red) points from the Lithium (Li) element in the first row, second column, to the Carbon (C) element in the second row, fourth column. The table is color-coded by groups: Group 1 (red), Group 2 (orange), Groups 3-10 (yellow), Groups 11-18 (green), and Groups 19-20 (blue). The lanthanide and actinide series are shown at the bottom.



9ª RENOMAT 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis



4

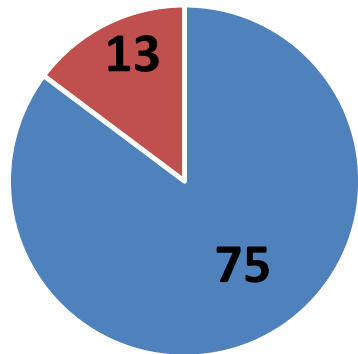




39ª SENAFOR

# O Mercado Mundial de Baterias

Bilhões de dólares



■ Recarregáveis ■ Primarias

Mercado mundial de baterias  
Primárias e Secundárias

Fonte: Avicenne Energy 2018



9ª RENOMAT 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

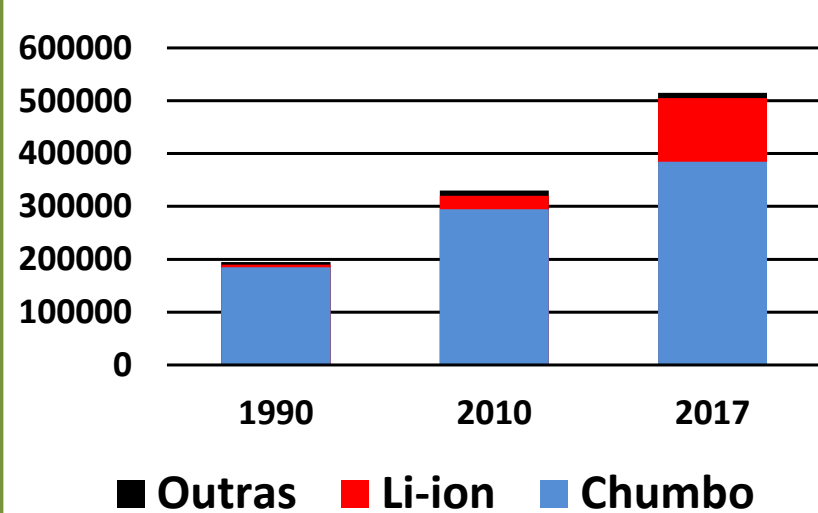




39ª SENAFOR

# O Mercado Mundial de Baterias

Energia em MWh



Volume de produção (em capacidade de armazenamento de energia) por tecnologia de bateria secundária

- 75% é de baterias de chumbo-ácido
- 25% é de baterias de íons de Lítio

Fonte: Avicenne Energy 2018



9ª RENOMAT 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis



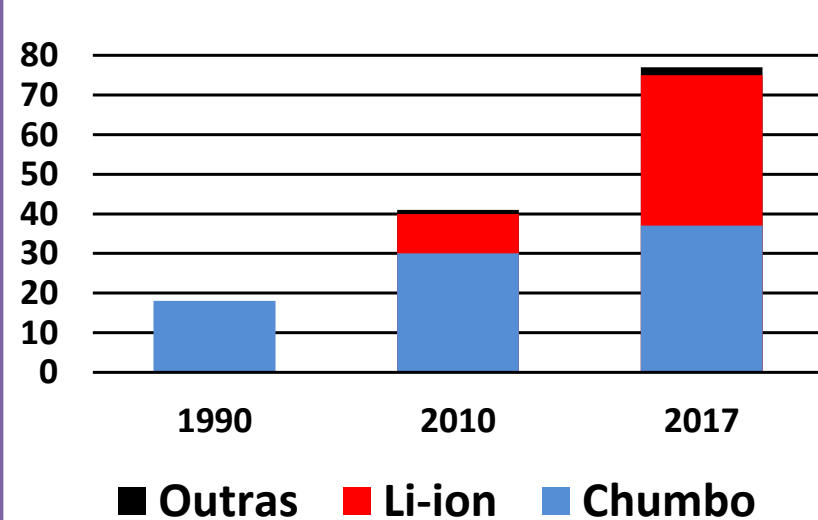




39ª SENAFOR

# O Mercado Mundial de Baterias

Bilhões de Dólares



## Distribuição do mercado de baterias secundárias em dólares

- Chumbo-ácido em 2017: **37 B\$ e 400 GWh**
- Íons de Lítio em 2017: **37 B\$ e 100 GWh**

Fonte: Avicenne Energy 2018



9ª RENOMAT 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

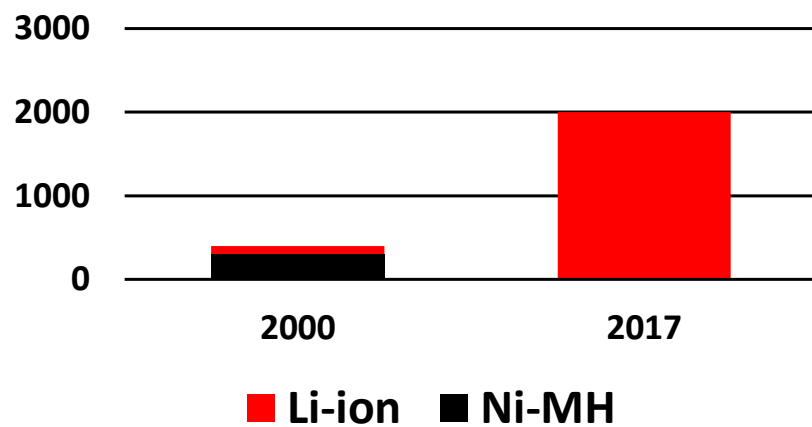




39ª SENAFOR

# O Mercado Mundial de Baterias

**Celulares vendidos  
(milhões de unidades)**



Tecnologia de baterias utilizadas em celulares

Fonte: Avicenne Energy 2018



9ª RENOMAT 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis



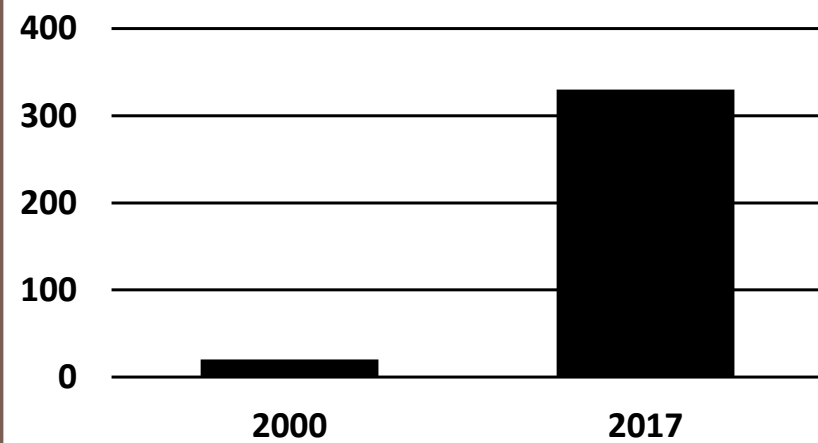




39ª SENAFOR

# O Mercado Mundial de Baterias

**PC e Tablets vendidos  
(milhões de unidades)**



**Evolução das vendas de equipamentos portáteis**

Fonte: Avicenne Energy 2018



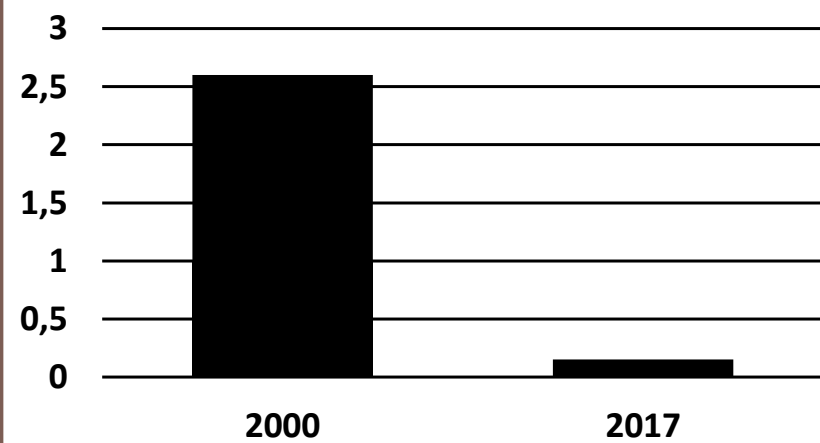
9ª RENOMAT 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis





# O Mercado Mundial de Baterias

Preço da célula 18650  
(U\$/Wh)



Evolução do preço da célula 18650 devido ao volume de produção



Fonte: Avicenne Energy 2018

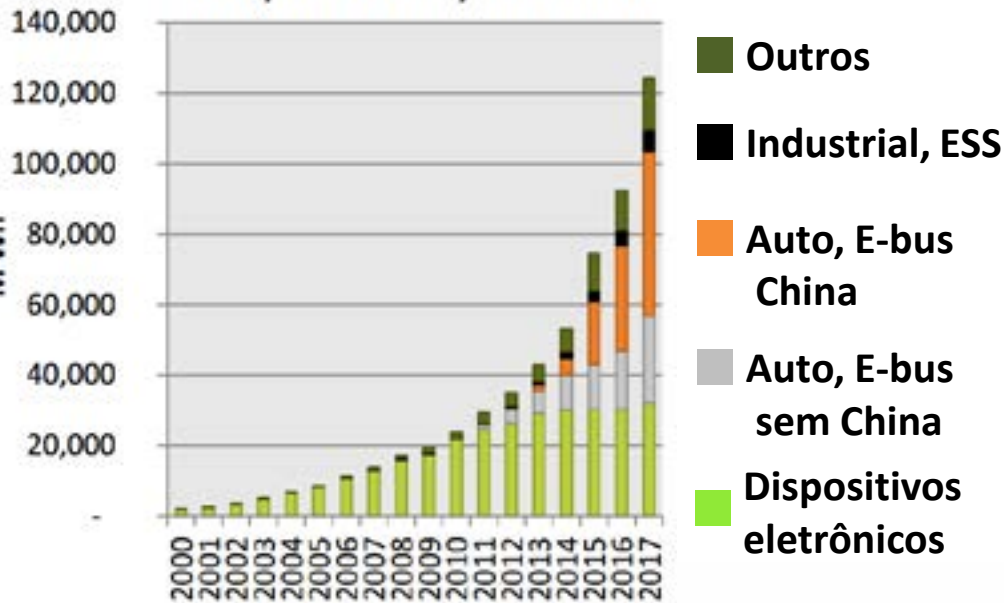




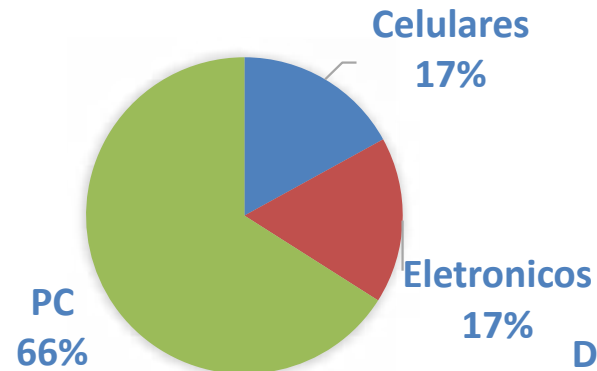


# O Mercado Mundial de Baterias

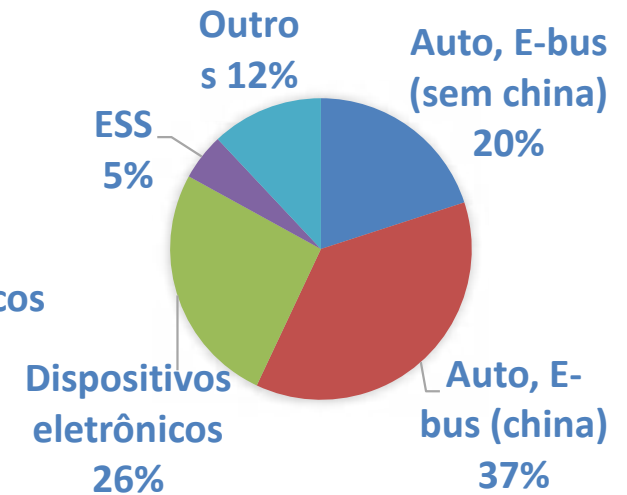
Vendas de baterias de Íons de Lítio no mundo entre 2000-2017 em MWh



2000: < 2 GWh



2017: > 120 GWh

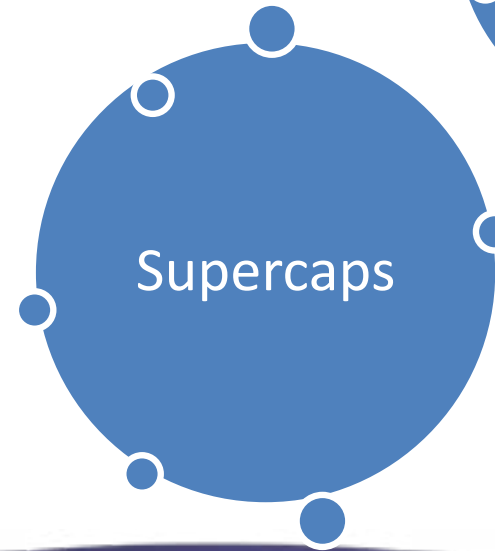
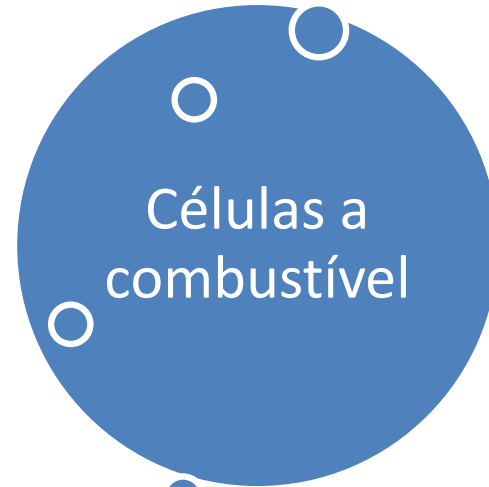
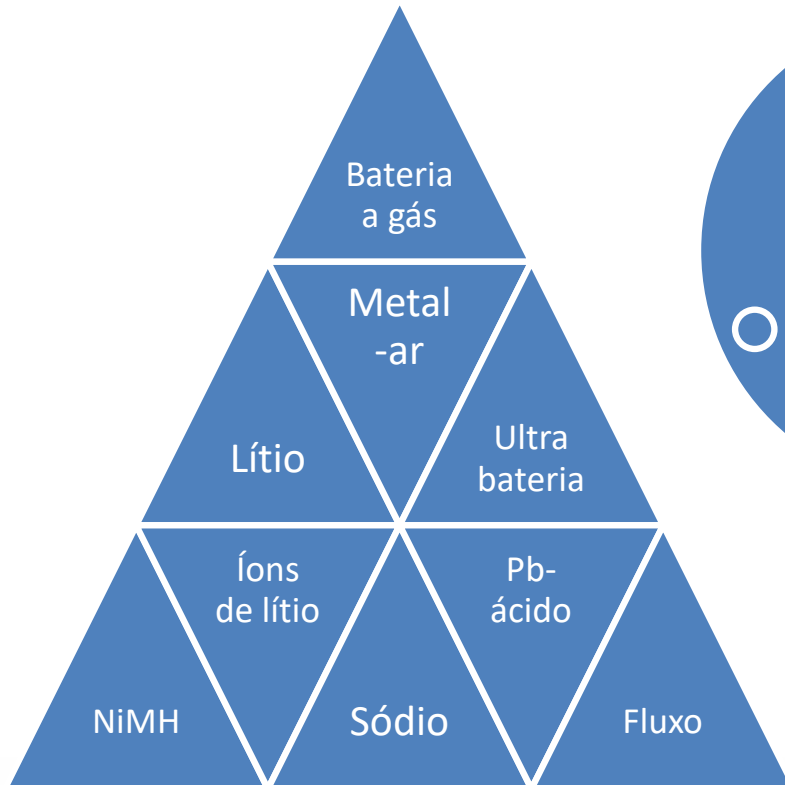


Fonte: Avicenne Energy 2018





# Principais Tecnologias

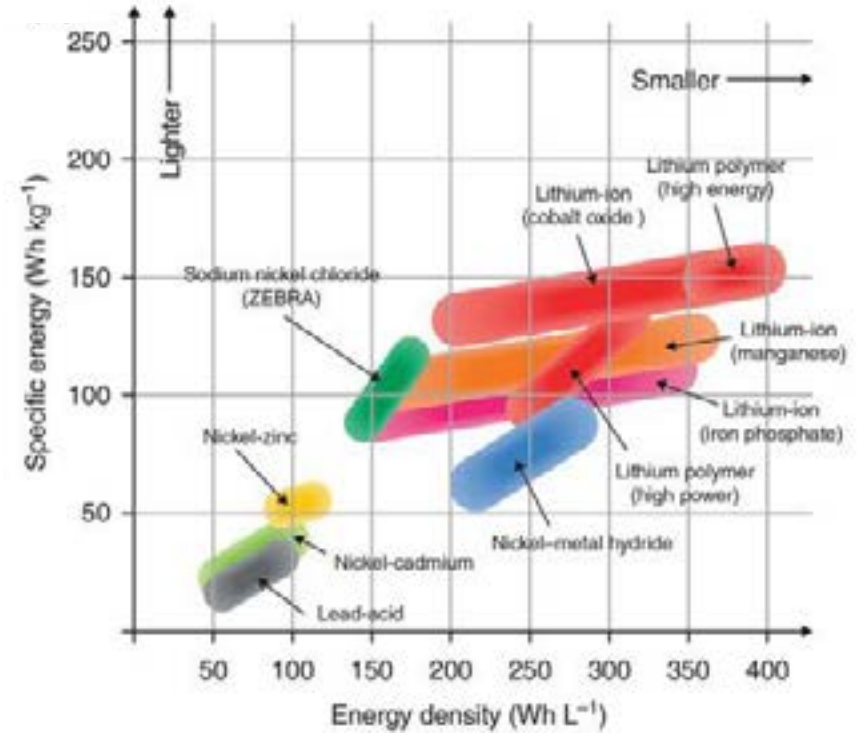
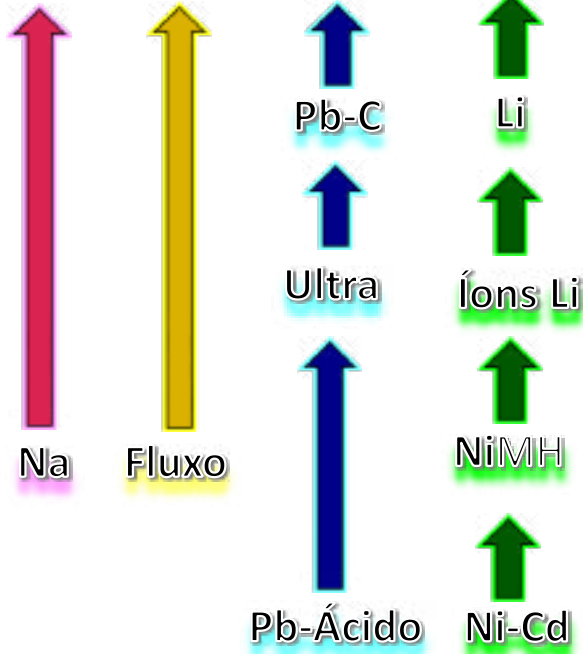






# Principais Tecnologias

## Futuras tecnologias



Fonte: Encyclopedia of Electrochemical Power Sources. Elsevier





39ª SENAFOR

# Íons de Lítio



- A bateria de lítio metálico foi abandonada nos anos 80
- A comercialização de novos materiais para baterias leva entre 10 e 20 anos
- Experiências passadas (Sony em 2006 recall de PC a um custo de 400 milhões de dólares)



9ª RENOMAT 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis



14



# Íons de Lítio

Tecnologia	Composição	Densidade gravimétrica de energia
Geração 5	Li/O <sub>2</sub> (lítio-ar)	600 Wh/kg
Geração 4	Estado sólido com ânodo de lítio metálico (2025-2030 ?)	500 Wh/kg
Geração 3b	Cátodo: HE-NMC, HVS Ânodo: Silício / Carbono (2025 ?)	350 Wh/kg
Geração 3a	Cátodo: NMC622 até NMC811 Ânodo: Carbono + Si (5-10%) (~2020)	300 Wh/kg
Geração 2b	Cátodo: NMC523 até NMC622 Ânodo: 100% Carbono	270 Wh/kg
Geração 2a	Cátodo: NMC 111 Ânodo: 100% Carbono	240 Wh/kg
Geração 1	Cátodo: LCO, LFP, NCA Ânodo: 100% Carbono	150 Wh/kg

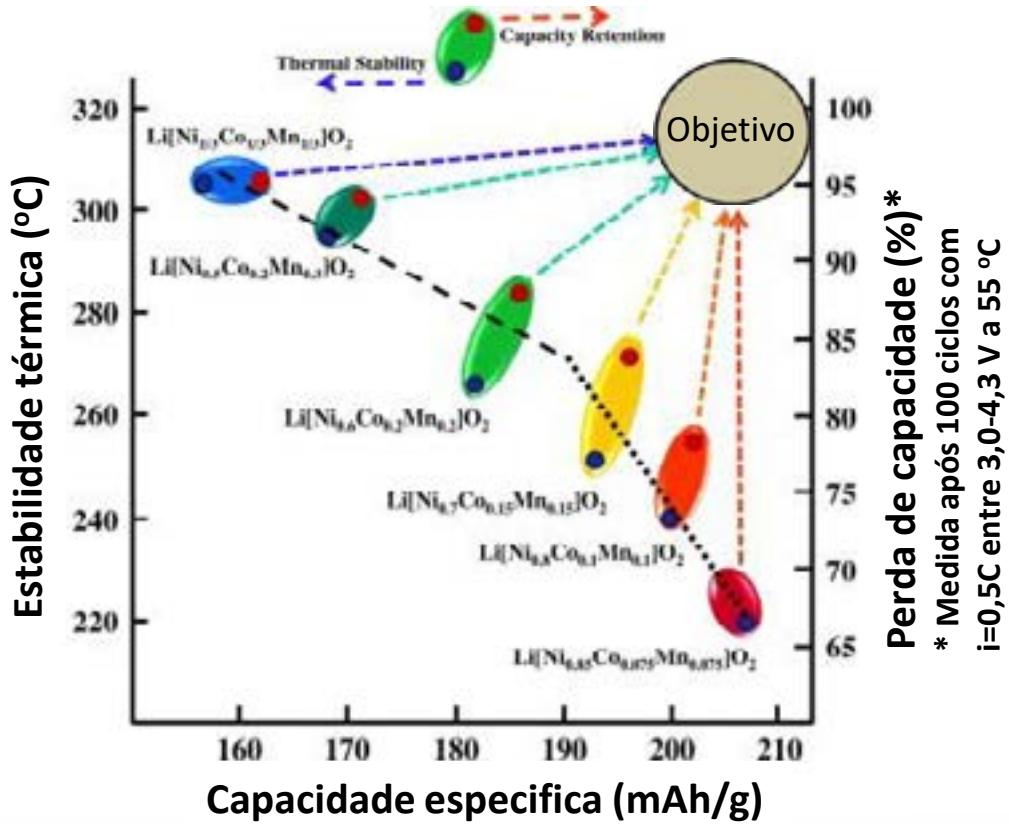
- Aumenta o conteúdo de níquel aumenta a capacidade
- Mas se tornam mais instáveis







# Íons de Lítio



Cátodo:  $(\text{Ni}_x \text{Co}_y \text{Mn}_z) \text{O}_2$

$x(\text{Ni}) = 1/3 \rightarrow 0,5 \rightarrow 0,6 \rightarrow 0,7 \rightarrow 0,8 \rightarrow 0.85\%$



Estabilidade (segurança) vs capacidade

O futuro?

Fonte: Noh H. J., et. Al. J. Power Sources 233 (2013) 121-130





39ª SENAFOR

# Íons de Lítio

Próximas gerações...

Geração 3b (~2025)

Alta tensão (5V) e alta capacidade (350 Wh/kg)

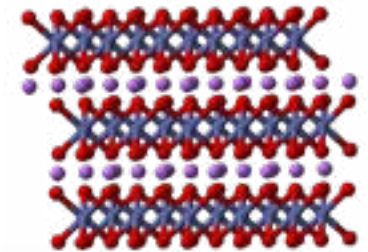
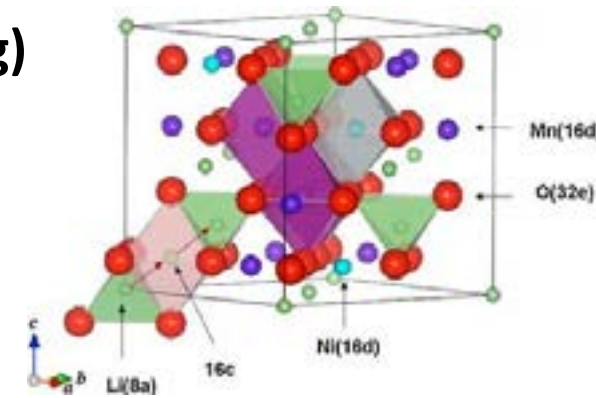
**Cátodo de HVS** – High Voltage Spinel ( $\text{LiNi}_{0,5}\text{Mn}_{1,5}\text{O}_4$ ) LNMO e LRNMC

**Vantagens:** elevado potencial (4,75 V vs Li), baixo custo, alta corrente.

**Problemas:** decompõe eletrólito, deteriora o SEI (Solid Electrolyte Interface).

**Ânodo de silício:**  $\text{Li}_{22}\text{Si}_5$  (25 vezes mais capacidade do que o  $\text{LiC}_6$ )

**Problemas:** variações de volume (320% vs 10% do  $\text{LiC}_6$ )



9ª RENOMAT 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis



17

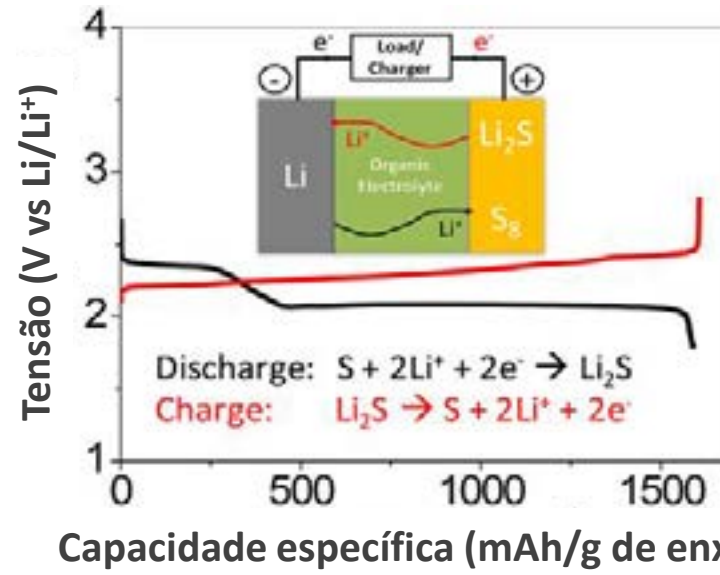
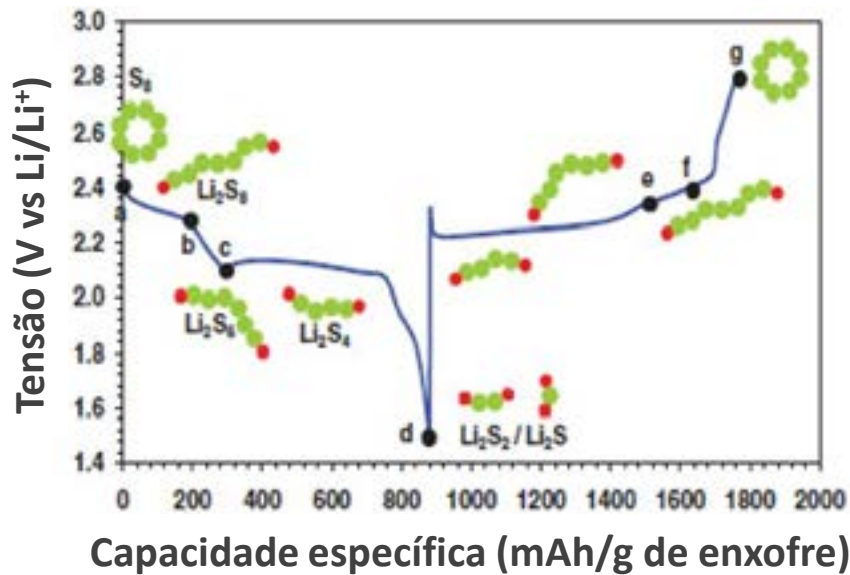


# Íons de Lítio

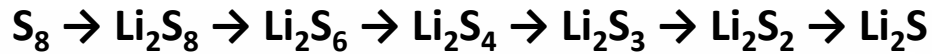
Próximas gerações...

4<sup>ta</sup> Geração – Estado sólido (>2025)

Ânodo de Li metálico – Cátodo de S-C: ~500 Wh/kg



- $16\text{Li}^+ + 16\text{e}^- + \text{S}_8 \rightarrow 8\text{Li}_2\text{S}$
- Em testes desde 2006
- Carbono para melhorar a condutividade do S no cátodo
- Forte expansão do cátodo (80%)







# Íons de Lítio

## Resumindo...

	2010	2015-2020	2020-2025	2025+
Tecnologia	< 4V	4,0 - 4,5 V	5 V	Li-S Li-ar
Cátodo	LiCO LFP	NMC NCA	Material ativo de 5 V	C ?
Ânodo	Carbonos modificados Li - Óxidos de titânio	Compostos de C	Compostos de Si	Li metálico ou outro metal
Eletrólito	Orgânico	Polímero gel	Eletrólito para 5V (sal)	Eletrólito sólido
	Aditivos			
Separador	Membranas porosas poliméricas		Compostos poliméricos / cerâmicos	



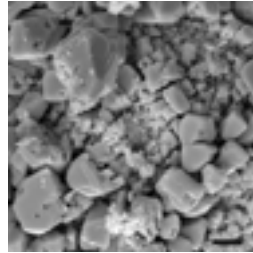


39ª SENAFOR

# Chumbo-ácido



1859



1881



1960



- Ultrabaterias
- Baterias Pb-C
- Bipolares
- Fluxo

2000

- Ultrabaterias (bateria + supercap)
- Baterias Pb-C no MA (sistemas start-stop)
- Baterias Pb-C nas grades (Firefly)



9ª RENOMAT 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis



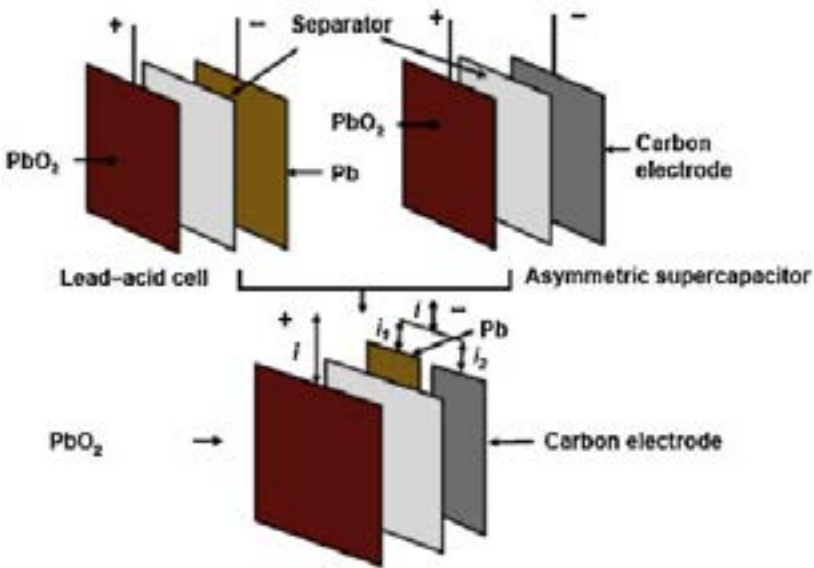
20



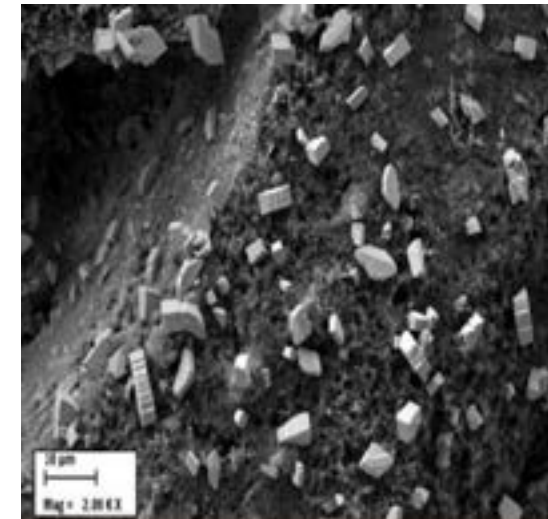
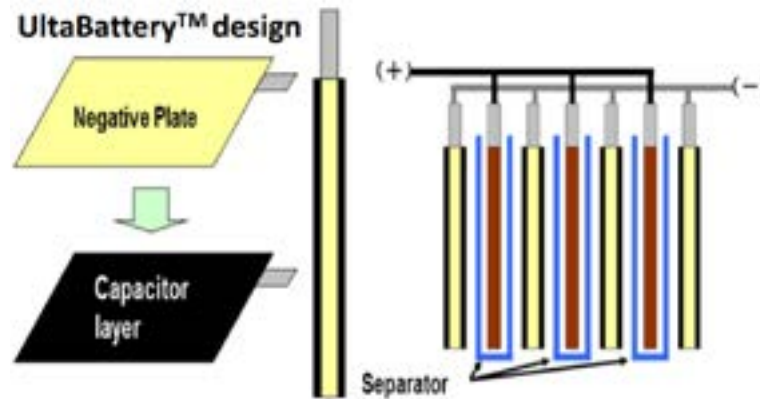
# Chumbo-ácido

## ➤ Ultrabateria (bateria + supercapacitor)

### 1ª geração



### 2ª geração





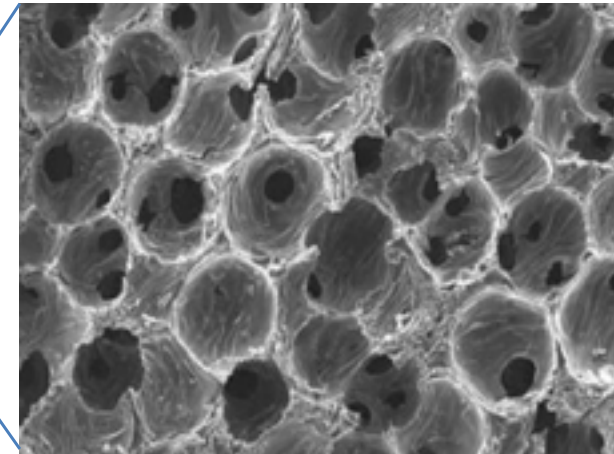
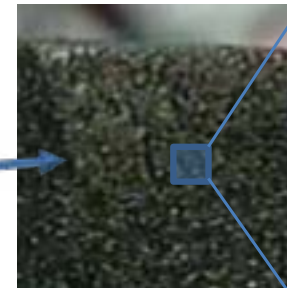
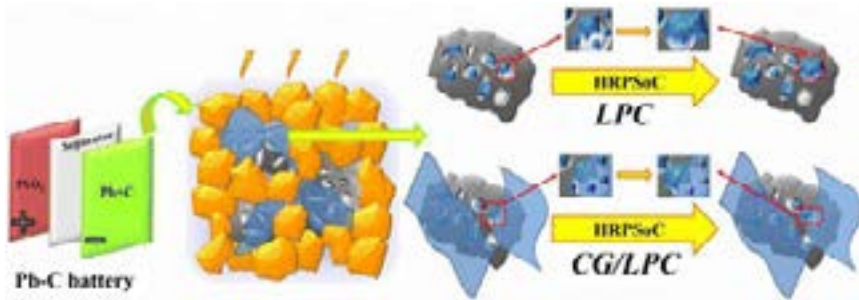


# Chumbo-ácido

## ➤ Pb-C (chumbo-carbono)

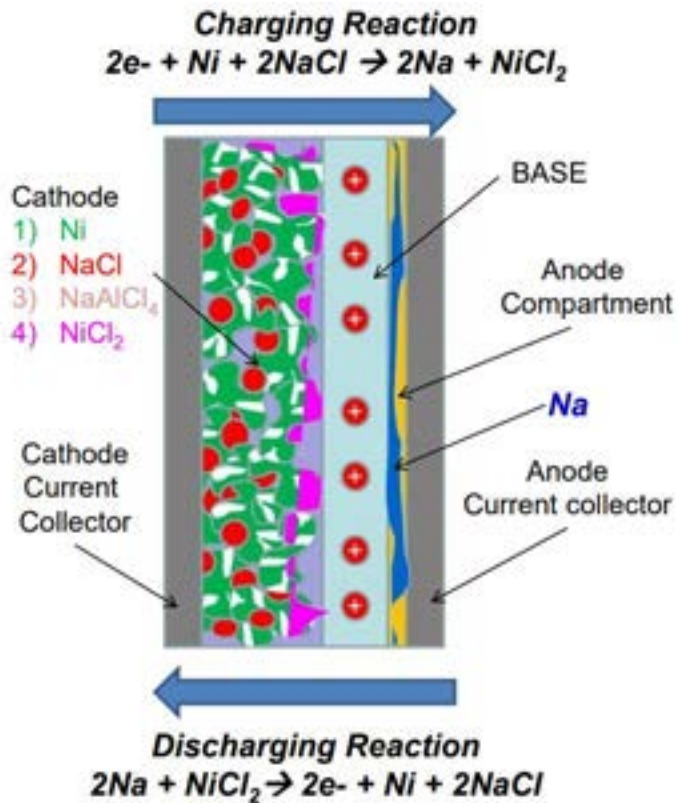
## Substituição das grades de chumbo (Firefly)

### Adição de grafite no material ativo





# Zebra (Na-NiCl<sub>2</sub>)



Temperatura de operação: 270-350 °C

Tensão: 1,8 – 3,4 V (OCV 2,58 V)

Ri = 7-10 mΩ

Ânodo: Na metálico fundido

Cátodo: Ni + NaCl + aditivos

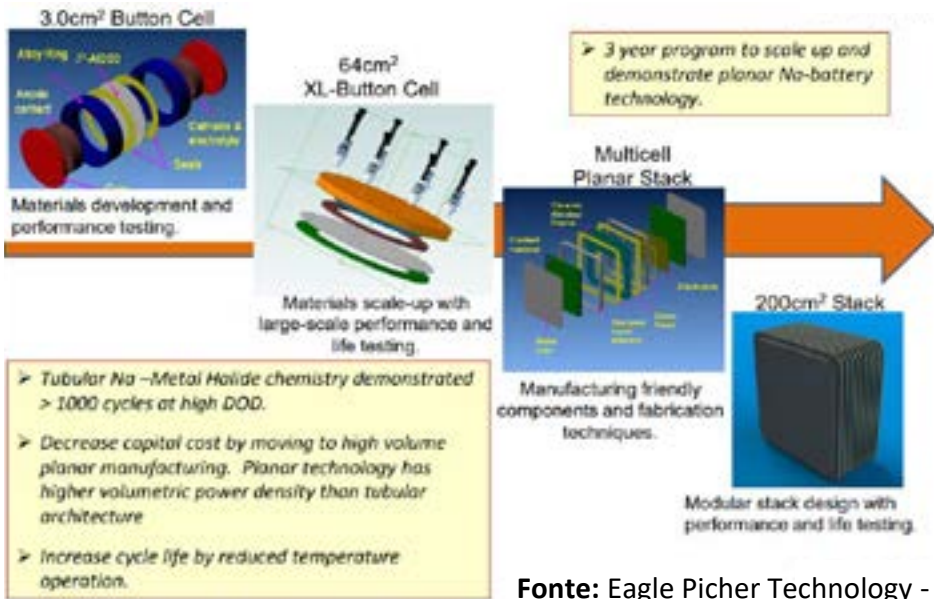
Eletrólito sólido: Beta Alumina



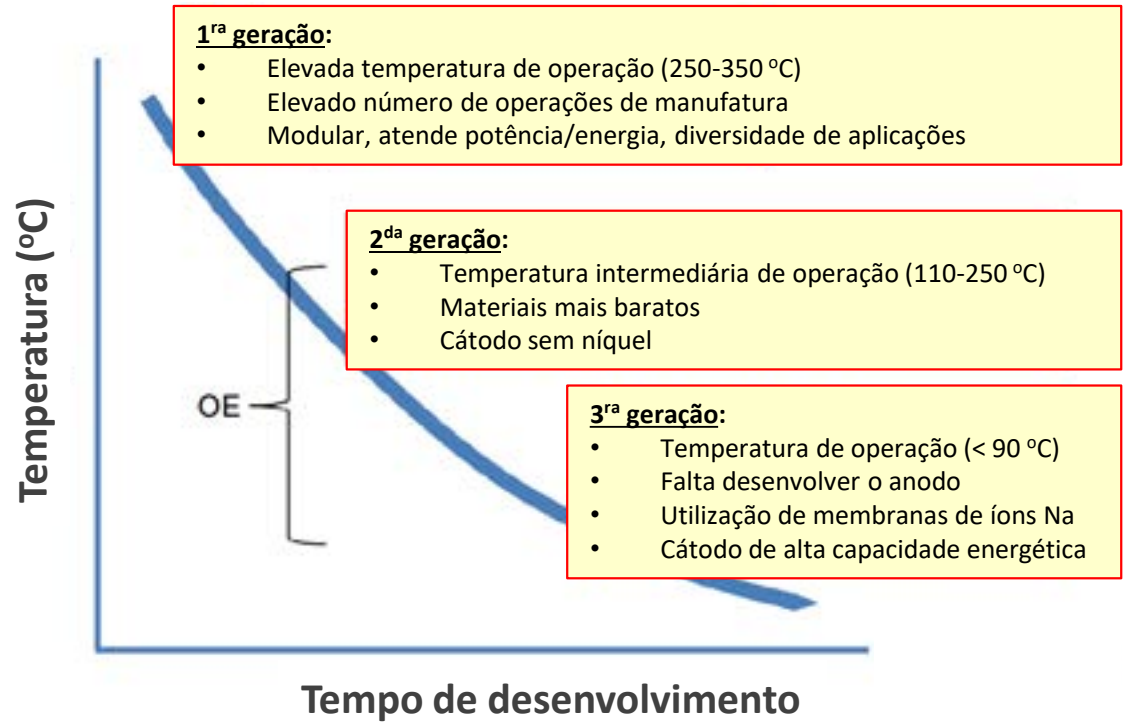


# Zebra (Na-NiCl<sub>2</sub>)

## Desenvolvimento da tecnologia de células planas (Eagle Picher PNNL Technology)



[https://www.sandia.gov/ess-ssl/docs/pr\\_conferences/2011/3-SPRENKLE\\_2011\\_OE\\_Na\\_Battery\\_Review\\_final.pdf](https://www.sandia.gov/ess-ssl/docs/pr_conferences/2011/3-SPRENKLE_2011_OE_Na_Battery_Review_final.pdf)



Fonte: National laboratory Pacific Northwest - USA







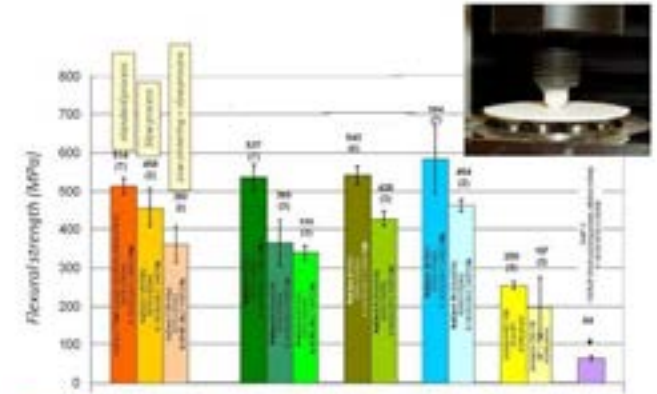
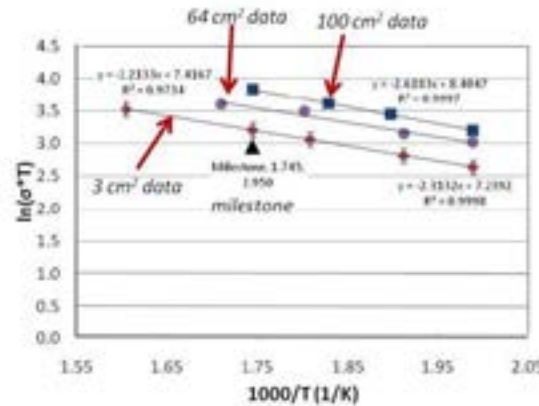
39ª SENAFOR

# Zebra ( $\text{Na-NiCl}_2$ )

**Desafio: obter uma beta alumina com boa condutividade e resistente à flexão**



Amostra de beta alumina de 64 cm<sup>2</sup> antes de adicionar os eletrodos para os testes de flexão e resistividade



- Falta compreensão do impacto dos processos na condutividade e na resistência à flexão
- Objetivo: manter a condutividade > 0,03 S/cm a 300 °C com uma resistência á flexão > a 400 Mpa

Fonte: Eagle Picher Technology - USA

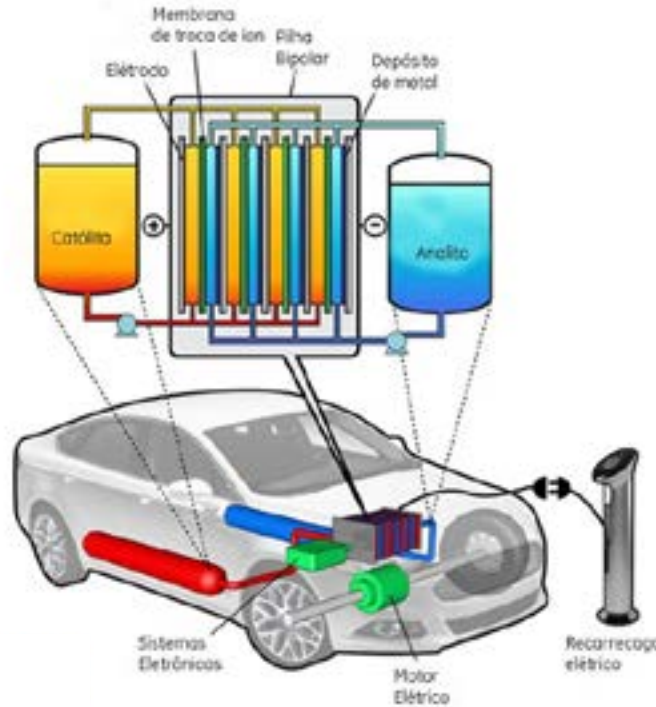
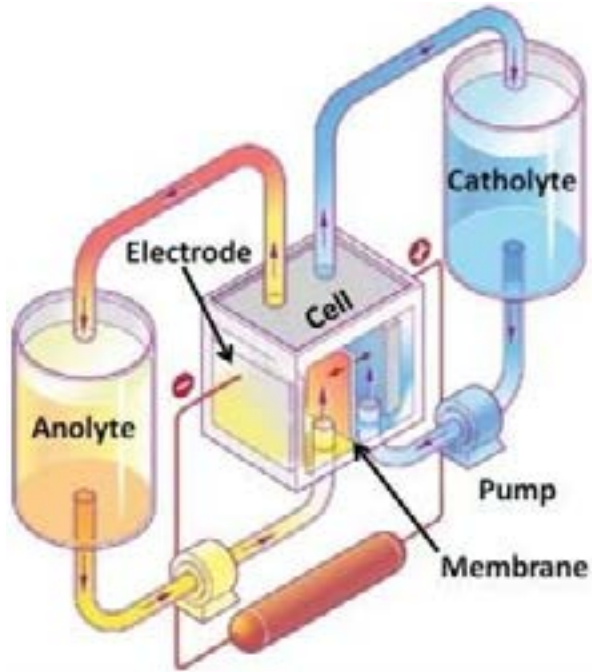


9ª RENOMAT 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis





# Baterias de fluxo



## Vantagens

- Desacopla energia de potência (flexibilidade)
- Recarga rápida
- Fácil determinação do SoC
- Alta corrente e potência
- Boa escolha para sistemas grandes
- 100% DoD sem stress

## Desvantagens

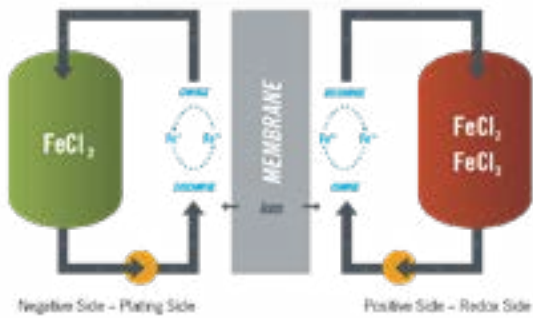
- Peças móveis
- Baixa densidade de energia
- Menor eficiência



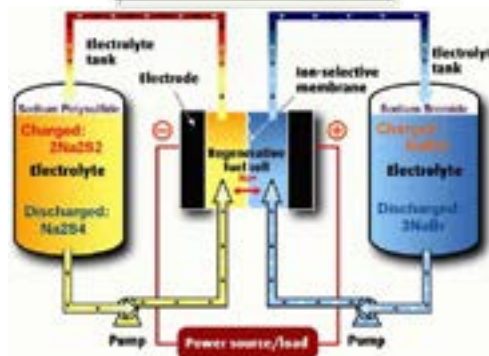


# Baterias de fluxo

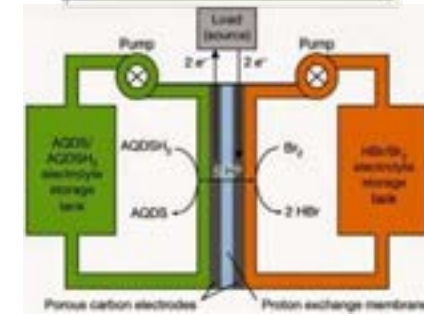
### Fluxo de Fe



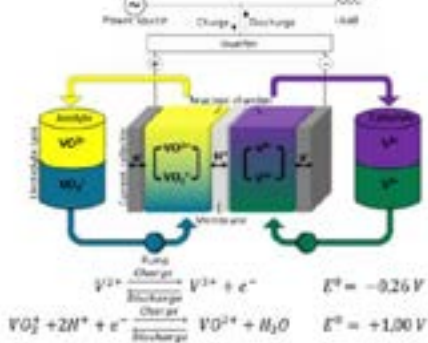
### Fluxo de Na



### Fluxo orgânica



### Fluxo de V

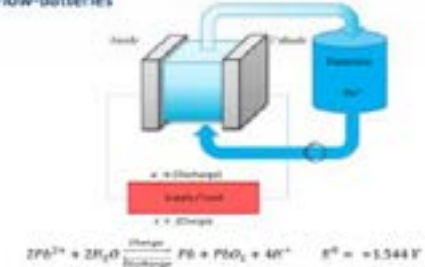


### Fluxo de Li



### Fluxo de Pb (híbrida)

Soluble-Lead-Flow-Batteries







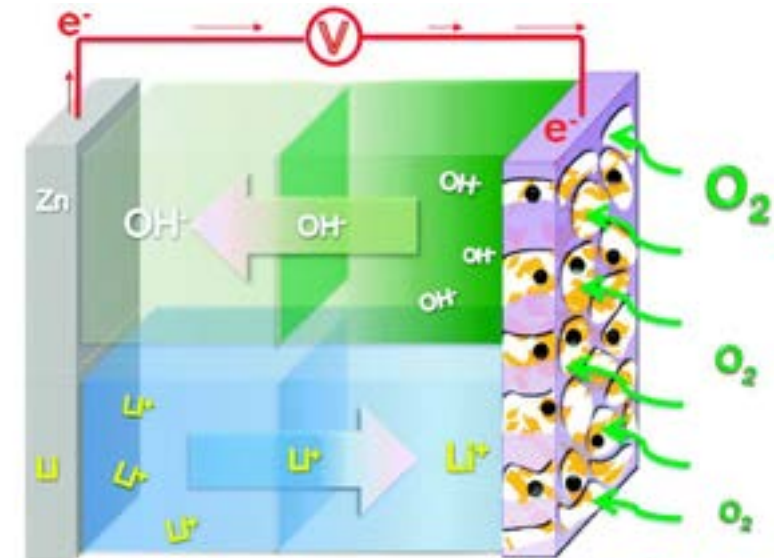
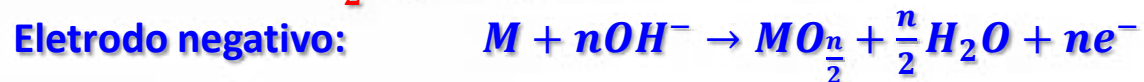
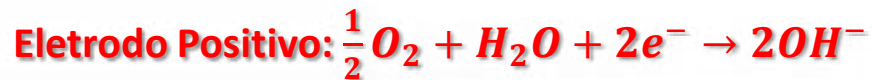
# Baterias metal-ar

## Princípio de funcionamento

Sistema híbrido:

No cátodo: é semelhante a uma célula a combustível

No ânodo: é semelhante a uma bateria convencional



Ânodo metálico

Cátodo

$OH^-$  : em baterias aquosas tipo Zn-ar

$Li^+$ : em baterias não aquosas tipo lítio ar

● : catalizadores da reação de  $O_2$





# Baterias metal-ar

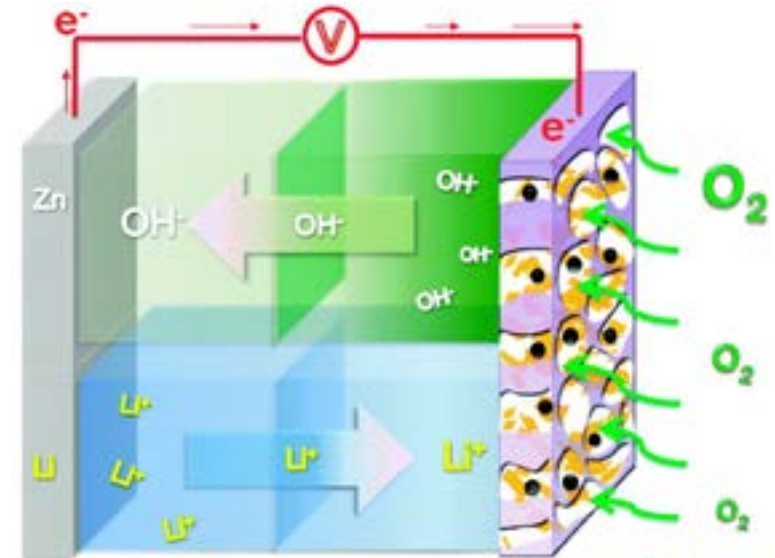
## Princípio de funcionamento

### Vantagens:

- Elevada densidade de energia
- Patamar de potencial constante
- Longa vida quando armazenada
- Não é tóxica (depende do metal)

### Desvantagens:

- Vida útil limitada em contato com o ar (pela pureza do  $O_2$ )
- Potência limitada (necessidade de catalizadores)
- Dependente de T
- Reatividade dos metais com  $H_2O$  (do ar)
- Gerenciamento do fluxo de  $O_2$



Ânodo metálico

Cátodo

$OH^-$  : em baterias aquosas tipo Zn-ar

$Li^+$  : em baterias não aquosas tipo lítio ar

● : catalizadores da reação de  $O_2$

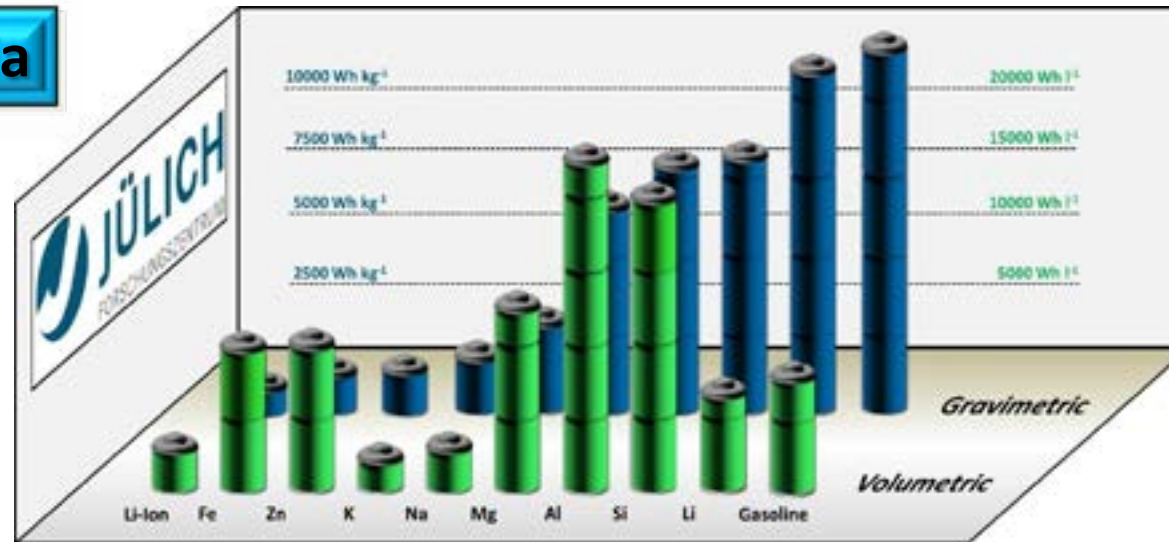




# Baterias metal-ar

## Densidades de energia

Valores teóricos



**Fonte:** Understanding the nanoscale redox-behavior of iron-anodes for rechargeable iron-air batteries  
Henning Weinrich, Jérémy Come, Hermann Tempel, Hans Kungl, Rüdiger-A. Eichel, Nina Balke. Nano Energy 41 (2017) 706-716  
Disponível online (julho 2019) <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2211285517306262?via%3Dihub>







39ª SENAFOR

# Comentários Finais



9ª RENOMAT 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis



31

CONTATO

**Patricio Impinnisi**

rodolfo@lactec.org.br  
+55 41 3361 6164

[www.lactec.org.br](http://www.lactec.org.br)

instituto lactec

OBRIGADO  
PELA ATENÇÃO

OBRIGADO



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## BATERIAS ESTRUTURAIS E SUAS APLICAÇÕES EM VEÍCULOS ELÉTRICOS: UMA REVISÃO

Henrique Friggi Ivanovich <sup>(1)</sup>

Alex Fabiano Bueno <sup>(2)</sup>

Tiago Davi Curi Busarello <sup>(2)</sup>

Adriano Péres <sup>(2)</sup>

### ABSTRACT

It is discussed in this work how technology can bring about changes that make feasible the use of electric and hybrid vehicles and makes them a more interesting option than vehicles to internal combustion. Oil may become scarce and its derived fuels may become more expensive as the shortage. On the other hand, the cost of producing batteries and electrical solutions for vehicles drops every year. This potential economy can be boosted by technologies such as: structural batteries, which are lighter for cars, carbon fibers and supercapacitors, which can compose very economical hybrid systems. Thus, future electric or hybrid vehicles can become as economically viable as they are ecological.

**Key words —** Electric Vehicles, Energy Efficiency, Lithium Ion, Renewable Sources of Energy, Structural Batteries.

### RESUMO

Trata-se neste trabalho como a tecnologia pode trazer mudanças que viabilizam o uso de veículos elétricos e híbridos e os torna uma opção mais interessante que os veículos à combustão interna. O petróleo pode se tornar escasso e seus combustíveis derivados poderão ficar mais caros conforme a escassez. Por outro lado, o custo de produção de baterias e soluções elétricas para veículos cai a cada ano. Essa potencial economia pode ser impulsionada por tecnologias como: baterias estruturais, que são mais leves para automóveis, fibras de carbono e supercapacitores, que podem compor sistemas híbridos muito econômicos. Assim, os futuros veículos elétricos ou híbridos podem se tornar tão economicamente viáveis quanto ecológicos.

**Palavras chave —** Baterias Estruturais, Eficiência Energética, Fontes Renováveis de Energia, Íons de Lítio, Veículos Elétricos.

<sup>(1)</sup> Estudante do Curso de Engenharia de Controle e Automação

<sup>(2)</sup> Professores do Departamento de Engenharia de Controle, Automação e Computação  
Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil, alex.bueno@ufsc.br



## 1. INTRODUÇÃO

A crescente conversão de praticamente todas as maiores fabricantes de automóveis para *powertrains* elétricos e a adesão crescente de prazos de validade para circulação de carros à gasolina e diesel por alguns países teve por resultado o estímulo para desenvolver baterias e sistemas capazes de suprir os motores elétricos por cada vez mais quilômetros.

Este estímulo tem origem na economia que um veículo elétrico (VE) pode proporcionar. Algumas pesquisas apontam que as reservas de petróleo crescem menos que a demanda para os próximos anos e pode pressionar os preços de seus derivados, como a gasolina. Por outro lado, o custo do quilowatt hora dos íons de lítio caiu de US\$ 1000,00 em 2010 para US\$ 273,00 em 2016. Somado a isso, algumas fontes de energia elétrica podem fornecer energia a preços mais baixos que o litro de gasolina equivalente, produzindo um veículo que economiza energia e dinheiro à longo prazo. E ainda, se a energia que o recarrega vier de uma fonte renovável, como energia solar, então tem-se também um veículo sustentável. O que soa agradável e são as principais propagandas dos fabricantes. [1]

As inovações no uso dos íons de lítio permitiram baterias com maior capacidade, possibilitam mais funções em um sistema e também agora são recarregadas 500 ou até mil vezes sem perder eficiência. Em 2010, uma Mercedes B 200 elétrica percorria 160 quilômetros com uma carga completa, hoje o Tesla P100d percorre 507 quilômetros com uma carga, o que se aproxima da autonomia de um carro à gasolina. Com esses avanços os veículos elétricos deverão ganhar grande fatia do mercado automotivo nas próximas décadas, principalmente devido à sua economia e oportunidade de ser sustentável, além de silenciosos, menor manutenção e maior torque. [1]

As baterias estruturais entram como uma maneira de acrescentar maior capacidade e eficiência nos veículos elétricos. As baterias de íons de lítio com mais autonomia necessitam de espaço físico maior e ficam mais pesadas, elas ocupam normalmente o assoalho do veículo, sob função de baixar o centro de gravidade e melhorar a dinâmica. Porém, quanto mais peso, mais o motor tem que fornecer potência para tirar o veículo do repouso, gastando mais energia. A ideia é usar as baterias como componente intrínseco à estrutura, fazendo parte da construção do veículo, assim as baterias poderiam continuar crescendo sua capacidade sem ocupar mais espaço, com peso ocioso reduzido. [2]

Existem exemplos antigos que ilustram bem os componentes estruturais. Em 1967 a Lotus utilizou o próprio motor v8 Cosworth do Lotus 49 como base para fixação dos componentes de suspensão dianteira do carro que eram tradicionalmente apoiados no chassi. Assim o sistema de suspensão foi reduzido e o motor ganhou a função estrutural antes reservada ao chassi. Isto reduziu peso e as dimensões do carro. A mesma ideia se aplica às baterias, em vez de repousadas sobre o assoalho do veículo, elas podem fazer parte da carroceria e desempenhar outras funções além de fornecer energia. Por enquanto as tecnologias estão sendo postas a prova em protótipos [2].

O que torna possível o uso de baterias estruturais é o auxílio de componentes e projetos que serão apresentados neste trabalho, tais como: supercapacitores, fibra de carbono, materiais poliméricos, entre outros [2].

## 2. BATERIAS

Uma bateria é um aparelho ou dispositivo que transforma em corrente elétrica a energia desenvolvida numa reação química. Cada célula de uma bateria contém um terminal positivo e um terminal negativo. O processo químico de troca de elétrons é conhecido como oxirredução. [2]

Os veículos elétricos devem ser capazes de fornecer energia suficiente para acelerar a

uma taxa razoável ao mesmo tempo que devem manter uma velocidade de cruzeiro com um consumo de carga constante. Os picos de potência demandam mais energia e as velocidades constantes ou de cruzeiro, menos. Pode-se imaginar também que o veículo pode recuperar parte da energia gasta quando desacelera. [2]

Pode-se escrever uma equação que mostra o dimensionamento do sistema de energia elétrica para um veículo, desconsiderando as perdas. O aproveitamento da energia armazenada na bateria ( $A_p$ ) é dada por (1). O resultado da equação é uma relação de consumo, quanto menor o resultado, mais energia é absorvida da bateria.

$$A_p = B - (E + E_c + E_p) \quad (1)$$

Sendo:

$B$  a energia fornecida pela bateria [kWh]

$E_c$  a energia consumida pelos acessórios de conforto (rádio, aquecedor, etc.) [kWh]

$E_p$  a energia consumida por periféricos do motor (direção elétrica, ar condicionado, etc.) [kWh]

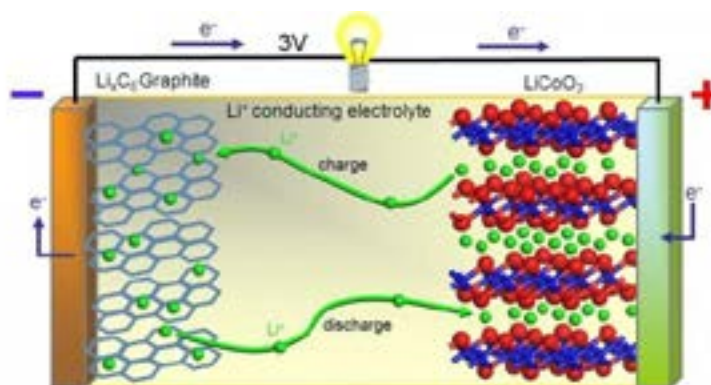
$E$  a energia consumida pelo motor [kWh]

Nos veículos pode-se usá-la para medir quanta energia cada periférico como: ar condicionado, faróis, aquecedores, telas, direção elétrica e outros equipamentos gastam de energia para regular quantos deles podem ser instalados sem comprometer a performance do motor. Um veículo com muitos recursos e com motor maior demanda mais energia, maiores baterias, é mais pesado e menos econômico. Visto que baterias são na maioria das vezes o componente mais caro de um veículo elétrico é interessante ter essa relação bem regulada.

Na atualidade cada vez há mais equipamentos e funções que consomem energia e aumentam o peso do veículo, mas ainda assim, ele deve se mostrar economicamente viável. É nessa linha que surge o interesse da indústria automotiva pelas baterias estruturais. Essa técnica proporciona uma bateria otimizada ao transformá-la em parte da carroceria, o que torna o veículo com menos peso, garantindo o aumento de funções, equipamentos e conforto. Não é uma questão apenas de economia e eficiência.

Já faz alguns anos que o carbono é utilizado como componente na fabricação de baterias, geralmente em forma de grafite. Serve como eletrodo positivo, enquanto o lítio é utilizado como eletrodo negativo. Assim, os íons de lítio navegam pelo eletrólito da bateria e depositam-se na estrutura atômica do carbono. No processo, geram energia elétrica: a carga da bateria. Quando esta energia elétrica é utilizada, os íons de lítio se desprendem do grafite e voltam a se integrar aos átomos de lítio do outro lado, descarregando a bateria. Uma estrutura simplificada de uma bateria de íons de lítio é apresentada na Figura 1 [2].

Figura 1 Diagrama ilustrativo de uma bateria de íons de lítio



Fonte: Obtido de Dalmo Hernandes, 2018.

Como a ideia é fazer baterias que consigam suportar cargas mecânicas é necessário fazer um design diferente, usando polímeros condutores iônicos ou eletrólitos poliméricos que substituiriam os eletrodos tradicionais, de lítio e grafite. Os polímeros sintéticos têm grande resistência e são maleáveis, o que permite boa manipulação para baterias moldáveis ao contrário das baterias de íons de lítio convencionais com tradicional formato cilíndrico. O lítio não deixaria de ser usado, pois é necessário no eletrólito, mas a bateria não teria mais lítio como anodo, assim a possibilidade de ser construída de formas diferentes graças a maleabilidade dos polímeros. [3]

Outra situação do lítio é que ele apresenta oxidação durante ciclos de carga e descarga devido a variação do volume da solução, que reduz sua capacidade energética ao longo do tempo, além disso o lítio é volátil em contato com o ar atmosférico, podendo pegar fogo em colisões. Uma célula baseada em eletrólitos poliméricos continua estável, sem a degradação, pois dispensam a necessidade de incorporar um separador inerte poroso na célula. Isso aumenta a vida útil e diminui custos de posteriores substituições. [4]

Os polímeros são plásticos, como o POE (polióxido de etileno), o PAN (poliacrilonitrila) e PMMA (polimetil metacrilatouso), que vêm sendo estudados há vários anos para aplicações em baterias. Alguns como o POE foram estudados durante 20 anos como uma matriz de eletrólito polimérico. Esses estudos foram impulsionados com o aumento no uso de fontes inesgotáveis de energia como a energia solar e a eólica que requerem sistemas de alto poder de estocagem para validar sua aplicação. Apresentam propriedades elétricas interessantes, por exemplo, os eletrólitos poliméricos podem formar filmes muito finos de alta área superficial, conferindo altos valores de densidade de potência ( $>100 \text{ W por dm}^{-3}$ ). [4]

O sistema proposto por Armand ilustra essas propriedades, o experimento envolve um gerador sólido composto por dois eletrodos de lítio. Um servindo como fonte de íons e outro como receptor, dois eletrodos são separados por um filme de eletrólito polimérico sólido (SPE) que age como um transportador dos íons de lítio. [4]

A Tabela 1 apresenta uma comparação entre as baterias de lítio utilizando eletrólitos poliméricos (SPE-Li) e os sistemas comerciais mais comuns. Pode-se perceber que a relação entre o valor teórico e o prático obtido para a densidade de energia da bateria feita com o eletrólito polimérico sólido supera os valores obtidos para os demais sistemas, ou seja, Pb-ácido e Ni-Cd. É também importante salientar que não há reação secundária no processo eletroquímico envolvendo baterias SPE-lítio, o que não ocorre nos demais sistemas onde há uma reação secundária de formação de água. O tempo de vida útil de uma bateria SPE-lítio se iguala ao tempo de uma bateria Ni-Cd e ambos são superiores ao tempo de vida útil de uma bateria Pb-ácido. [4]

**Tabela 1:** Características das baterias SPE-lítio frente às baterias comerciais mais utilizadas, Pb-ácido e Ni-Cd

Densidade de energia [Wh/kg]			
Sistema ou Tipo de bateria	Teórica	Prática	Temperatura de Operação [°C]
Pb-ácido	250	~25-35	-20 a 40
Ni-Cd	245	~35	-40 a 50
SPE-Lítio	480	120	-10 a 130

Fonte: Virginia P. R. Silva; Vinicius Calliman; Glaura G. Silva. 2005.

Apesar das vantagens apresentadas pela bateria SPE-lítio em relação aos demais



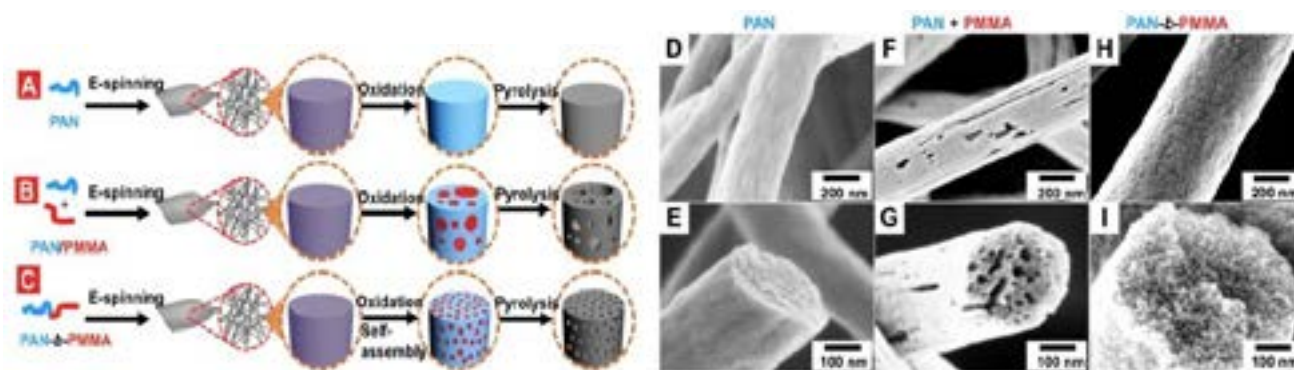
sistemas comumente usados, existem alguns obstáculos a serem superados para a comercialização dos dispositivos. O aumento da condutividade dos eletrólitos poliméricos sólidos obtido pelo esforço de duas décadas de trabalho não tem sido suficiente para permitir seu uso em larga escala, visto que sua condutividade iônica é de 100 a até 1000 vezes menor que uma bateria comum. [4]

Os já citados polímeros PAN e PMMA por sua vez vem sendo estudados junto com fibras de carbono (FC), conhecidas por suas propriedades mecânica e química, são muito resistentes, eletricamente condutoras, retardantes de fogo e muito leves. Pesquisadores da Universidade de Tecnologia da Virgínia, nos EUA, desenvolveram uma técnica para fabricar fibras de carbono porosas, com poros em dimensões e espaçamentos controlados. Em função de criar a capacidade de usar copolímeros de bloco para criar estruturas porosas uniformes para o armazenamento de energia.[5]

As fibras de carbono baseadas em PAN são a base estrutural e o PMMA atua como suporte e é removido para criar os poros que se vê na Figura 2. Os dois polímeros são inseridos junto a fibra e passam por um processo de oxidação e depois uma pirólise que retira os átomos não carbônicos, formando uma estrutura porosa capaz de armazenar íons e transformando a fibra em uma bateria estrutural. Pode-se criar tecidos e estruturas maleáveis para armazenar eletricidade na lataria dos veículos, porém, o resultado ainda é caro para uso em larga escala, mas poderá ser barateado no futuro com novos materiais. [5]

Desta maneira, os CF baseados em PAN conseguem altas capacidades eletroquímicas (até 300 mAh/g) em vista dos CF comuns, com cerca de 150 mAh/g. Porém, existe uma relação delicada entre a rigidez dessas novas baterias e suas propriedades eletroquímicas. Fibras de carbono com partículas pequenas e dispersas são excelentes para armazenar energia, porém apresentam rigidez muito baixa. No outro extremo, fibras com partículas grandes e bem organizadas são muito mais rígidas, porém possuem pouca capacidade de armazenar eletricidade. O novo rumo dessa tecnologia é encontrar uma rigidez segura para uso em automóveis e com boa capacidade eletroquímica. [6]

Figura 2 Formação de poros nas fibras de carbono para baterias PAN e PMMA

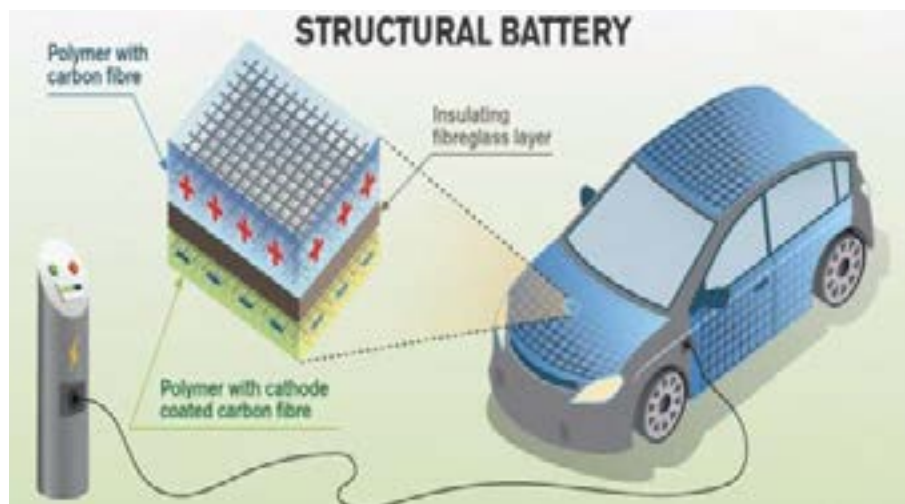


Fonte : Zhou et.al 2019.

Dois camadas de polímeros poderiam servir uma de ânodo e outra de cátodo, divididos por fibra de vidro. Assim seria possível construir baterias estruturais sem lítio, mais leves e que não incendiariam em caso de colisões. Ainda assim, sua condutividade é baixa para as necessidades de um automóvel. São excepcionalmente leves e talvez a melhor matriz no que diz respeito aos futuros aviões e veículos de alta performance por sua eficiência. Desta forma, existe potencial para reduzir o peso de um veículo elétrico em até 50%, seja ele um carro ou um avião. Quando esta tecnologia se tornar viável a bateria poderá se tornar a própria

estrutura do veículo, como ilustrado na Figura. [6]

Figura 3 Representação de bateria estrutural em um veículo elétrico



Fonte: Yen Strandqvist/Chalmers. 2018.

### 3. SUPERCAPACITORES

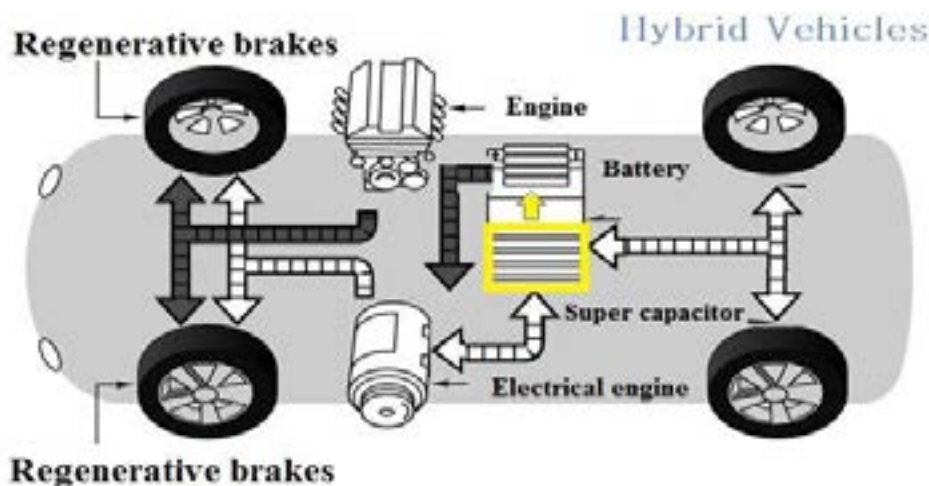
Supercapacitores de placas paralelas são dispositivos eletrolíticos que armazenam energia em seu campo eletromagnético, ao contrário das baterias, que tem sua energia proveniente da química dos elementos internos. Por não terem uma transformação energética para fornecer carga, os supercapacitores liberam sua energia muito rapidamente, ou seja, têm muita potência instantânea. [7]

O que difere um capacitor comum de um supercapacitor tem relação com o valor da capacitância, que é uma grandeza que reflete a capacidade do dispositivo de armazenar energia. Ela depende somente de parâmetros dimensionais, sendo diretamente proporcional à área das placas e inversamente proporcional à distância que as separa. Um supercapacitor tem a distância entre as placas muito pequena, podendo ter capacitâncias na ordem de milhares de Farad. [7]

O valor extremamente elevado de capacitância é alcançado graças à enorme área superficial dos eletrodos e à mínima distância entre as cargas. Assim, esses dispositivos são capazes de armazenar uma quantidade de energia muito maior do que qualquer capacitor convencional de mesma massa ou volume. [7]

Pela baixa quantidade de energia que acumulam não são indicados para substituir a bateria convencional de um veículo elétrico. Entretanto, são aptos a suprir picos de potência, como em acelerações. Podem ser recarregados pela energia da frenagem do veículo, podendo compor um sistema híbrido para automóveis. Dessa forma, a bateria teria sua energia economizada pela presença de supercapacitores. Outra boa vantagem é que o supercapacitor prolonga a vida útil da fonte primária de energia, a bateria, pois assume os picos de potência, evitando o estresse do conjunto. Um esquemático da instalação de supercapacitores em um veículo elétrico híbrido é apresentado na Figura 4. [7]

Figura 4 Esquema de instalação de Supercapacitores



Fonte: Obtido de Ferreira, A. A; Antenor, J. 2005.

Para medir a energia ( $E$ ) que um capacitor deve ter para operar em um VE, temos:

$$E = \frac{1}{2}mv^2_{max} [8]$$

Onde  $m$  é a massa do veículo e  $v_{max}$  é a velocidade máxima que pretende-se chegar. Em posse da quantidade de energia, podemos calcular a capacitância ( $C$ ) necessária desse capacitor:

$$C = \frac{2E}{|V_i^2 - V_f^2|} [8]$$

Assim podemos dimensionar um sistema de SC capaz de suprir acelerações e ser recarregada pela energia da frenagem, podendo economizar a energia principal da bateria em até 25%.

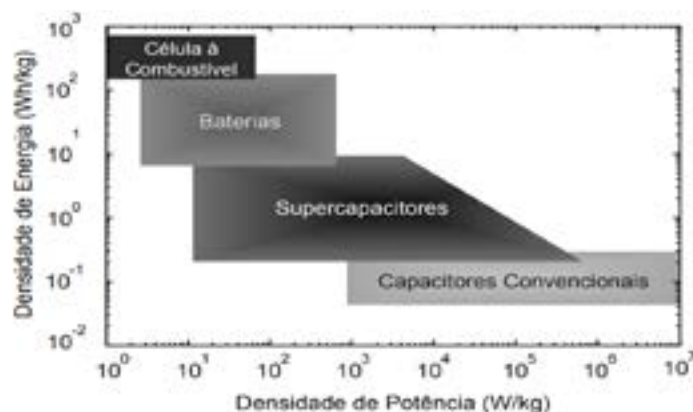
Outro critério para levar em conta desse projeto é suprir energia durante falhas na bateria, podendo levar o veículo durante mais alguns quilômetros para recarregar. [8]

A densidade de energia é a quantidade de energia armazenada por unidade de massa [J/kg] e a densidade de potência representa a velocidade em que determinada quantidade de energia pode ser transferida pelo dispositivo por unidade de massa [W/kg]. Esses são dois parâmetros fundamentais para comparar os desempenhos de diferentes dispositivos, conforme ilustra o diagrama de Ragone na Figura 5. Observa-se que o supercapacitor preenche a lacuna que havia entre as baterias e os capacitores convencionais.

Os capacitores eletrolíticos comuns possuem maior densidade de potência, mas podem suprir picos de corrente somente durante poucos milissegundos. Por outro lado, as baterias apresentam a melhor relação custo por armazenamento de energia, mas absorvem e fornecem energia mais lentamente que um supercapacitor. Como exemplo, uma bateria típica de chumbo ácido de 42 V e 44 Ah possui uma densidade de energia de 40 Wh/kg e densidade de potência de 300 W/kg, enquanto um módulo supercapacitor de 150 F e 42 V possui uma densidade de energia de 2,3 Wh/kg e densidade de potência de 6,9 kWh/kg, ou seja, sua capacidade instantânea de fornecimento de energia é 23 vezes superior à bateria em questão [W/kg], mesmo tendo uma capacidade de armazenamento 17 vezes menor [Wh/kg]. [8]



Figura 5 Diagrama de Ragone – comparação da capacidade dos principais armazenadores de energia



Fonte: Obtido de Ferreira, A. A; Antenor, J. 2005.

Por esses parâmetros tem-se como desenvolver um sistema elétrico dinâmico, capaz de utilizar supercapacitores e baterias em conjunto para otimizar o uso da energia. Para vencer as limitações dos supercapacitores, como menor densidade energética e baixa tensão, pode-se utilizar a associação em série de módulos de supercapacitores. A associação em série permite alcançar tensões mais elevadas. Outro aprimoramento em supercapacitores é a tecnologia do eletrólito orgânico. O eletrólito do tipo aquoso tem densidade de energia típica de 3,5 Wh/kg, enquanto o eletrólito do tipo solvente orgânico apresenta densidade de energia que pode chegar a 18 Wh/kg, devido à maior tensão suportável [9]. Em eletrólitos do tipo aquoso a tensão máxima que a célula pode suportar é de 1 V, enquanto em eletrólitos baseados em solventes orgânicos a tensão limiar da célula é de 2,3 V. [8]

Um exemplo de aplicação integrada de mais de uma fonte de suprimento de energia é o projeto VEGA, desenvolvido pelo Laboratório de Hidrogênio do Instituto de Física Gleb Wataghin (IFGW) da UNICAMP. Inicialmente o veículo elétrico utilizava célula combustível como fonte, a qual foi mantida como a fonte primária para suprir a demanda média de consumo. Foi acrescentado ao conjunto uma bateria junto a um motor elétrico para melhorar o desempenho do veículo em ambientes urbanos. A bateria entrega o complemento de energia requerida pelo dispositivo de tração e a energia fornecida pela célula à combustível. A terceira fonte de energia é o supercapacitor, o qual é dimensionado para suprir picos de potência na aceleração e absorver a energia cinética convertida na frenagem do veículo, ou a frenagem regenerativa. Este tipo de topologia, permite economia de energia de até 25%. O veículo do projeto VEJA e o esquema elétrico do sistema são apresentados na Figura 6. [8]

Figura 6 Veículo elétrico híbrido do projeto VEJA e o esquema elétrico do sistema



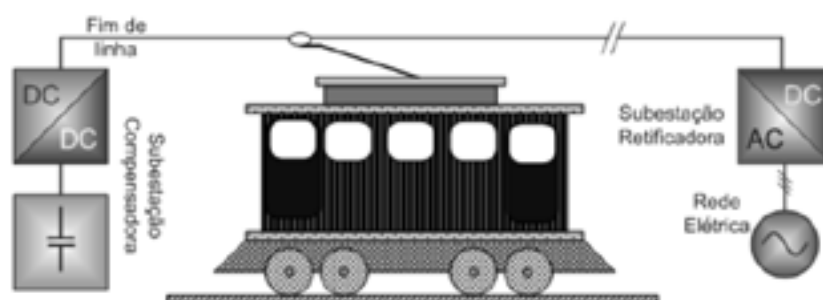
Fonte: Obtido de Ferreira, A. A; Antenor, J. 2005.

Assim é possível usar a célula combustível para manter velocidades de cruzeiro, enquanto os supercapacitores auxiliam na aceleração acentuada e as baterias podem tocar os sistemas de conforto do carro, sem interferir na autonomia do veículo. [8]

Os supercapacitores também são utilizados em transportes públicos. Em 2003 um sistema de trens elétricos foi implantado em Mannheim (Alemanha). Utiliza supercapacitores no teto do trem para estocar energia das frenagens e chega a estocar 1,5 kWh. Na partida do trem, os SCs podem fornecer uma potência de 600 kW e o estoque é suficiente para mover o trem 1 km sem uso da energia da rede.

Linhas de metrô e bonde elétrico são alimentados por subestações, geralmente conectadas a rede de distribuição de energia e tem uma tensão média entre 500 V e 700 V. Atualmente, cresce a quantidade destes veículos em centros urbanos, tornando algumas linhas de alimentação suscetíveis a quedas de tensão. Ao invés de construir novas e dispendiosas subestações retificadoras, uma promissora e eficiente solução é instalar subestações compensadoras, baseadas em supercapacitores, para compensar quedas de tensão em pontos frágeis da rede de transporte, como finais de linha não alimentados, como ilustrado na Figura 7. Em termos de custo, a instalação de compensadores é economicamente mais viável do que a construção de uma nova linha ou um reforço da existente.

Figura 7 Subestação compensadora baseada em supercapacitores



Fonte: Obtido de Ferreira, A. A; Antenor, J. 2005.

#### 4. CONCLUSÃO

Os veículos elétricos e híbridos terão uma ascensão no mercado automobilístico mundial, seja por exigência ambientais ou pela escalada de preços dos combustíveis fósseis. Vários países ou regiões tem implantado normas restritivas em termos de emissões de gases poluentes pela indústria automotiva. As tecnologias dos dispositivos armazenadores de energia, como as baterias e os supercapacitores, melhorarão a eficiência dos futuros automóveis. Estes desenvolvimentos recentes têm garantido não apenas maior economia e sustentabilidade aos automóveis, mas também maior segurança e maior autonomia aos veículos. As pesquisas com baterias estruturais aliadas aos supercapacitores fornecem bons resultados quando testados em veículos. No futuro a engenharia poderá ter soluções que possam viabilizar meios de transporte extremamente econômicos e sustentáveis.

#### REFERÊNCIAS

- [1] HORN, M; MACLEOD, J; LIU, M; WEBB, J; MOTTA, N. **Supercapacitors: A new source of power for electric cars?** Economic Analysis and Policy, Volume 61, March 2019, Pages 93-103 2018.
- [2] HERNANDES, D. **Baterias estruturais podem ser a solução para reduzir o peso dos carros elétricos – mas será viável?** website flatout, 26 nov. 2018. Disponível em: <https://www.flatout.com.br/baterias->

estruturais-podem-ser-a-solucao-para-reduzir-o-peso-dos-carros-eletricos-mas-sera-viavel/. Acesso em: 20 maio 2019.

- [3] SILVA, V. P. R.; CALLIMAN, V; SILVA, G. G. **Polímeros com condutividade iônica**. Revista on-line Polímeros, vol.15, no.4. São Carlos Oct./Nov. 2005
- [4] HARNDEN, R; ZENKERT, D; HAGBERG, J; LINDBERGH, G; JOHANSSON, P; FREDI, G; JESCHKE, S; BOULAOUED, A; WALLENSTEIN, J; RASHIDI, M; LIU, F. **Graphitic microstructure and performance of carbon fibre Li-ion structural battery electrodes**. IOP Publishing Ltd Materiais Multifuncionais, Volume 1, Número 1. 2018.
- [5] REDAÇÃO DO SITE INOVAÇÃO TECNOLÓGICA. **Fibra de carbono armazena energia na lataria dos carros**. website INOVAÇÃO tecnológica, 25 out. 2018. Disponível em: <https://www.inovacaotecnologica.com.br/noticias/noticia.php?artigo=fibra-carbono-armazena-energia-lataria-carros&id=010170181025#.XT7dWuhKjIU>. Acesso em: 20 maio 2019.
- [6] ZHOU, Z; LIU, T; KHAN, A. U; LIU, G. **Block copolymer-based porous carbon fibers**, Science Advances. Vol. 5, no. 2, eaau6852. DOI: 10.1126/sciadv.aau6852. 2019.
- [7] UFJF. **4.9 Supercapacitores**. UFJF, 4 set. 2015. Disponível em: [www.ufjf.br/fisica/files/2013/10/FIII-04-09-Supercapacitores.pdf](http://www.ufjf.br/fisica/files/2013/10/FIII-04-09-Supercapacitores.pdf). Acesso em: 23 maio 2019.
- [8] FERREIRA, A. A; ANTENOR, J. **Estado da arte sobre a aplicação de supercapacitores em eletrônica de potência**. Eletrônica de Potência - Vol. 10, nº 2, Novembro de 2005.
- [9] Atlas of Stress-Strain Curves. ASM International, Ohio, 1987.
- [10] PADILHA, A.F; SICILIANO Jr., F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. ABM 3<sup>o</sup> Ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. 232p.
- [11] LINO, R. E. **Modelagem matemática de curvas tensão-deformação**. Diss. de Mestrado. Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG, 2008.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

22<sup>th</sup> National Sheet Metal Forming Conference/ 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference/ 6<sup>th</sup> BrDDRГ Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energy

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## **Metodologia clássica aplicada no estudo de viabilidade econômica e financeira do revestimento cerâmico fotovoltaico**

Nairon Nicolas da Silva Gomes <sup>(1)</sup>

Maria Eduarda Lavina <sup>(2)</sup>

Vilson Gruber <sup>(3)</sup>

Rogério Hermínio da Silva <sup>(4)</sup>

Roderval Marcelino <sup>(5)</sup>

### RESUMO

Este trabalho trata do estudo de viabilidade econômica e financeira da produção do protótipo do revestimento cerâmico fotovoltaico aplicado em fachadas ventiladas. Inicialmente são discutidos os conceitos de estudos de viabilidade, ciclos de processos e apresentadas as informações sobre o protótipo. Com base nos achados teóricos e sob a égide do conceito de qualidade e melhoria de processos expressa no PDCA, é realizado o mapeamento do fluxo e o detalhamento das etapas do processo produtivo do protótipo em estudo. São levantadas variáveis financeiras de acordo com as etapas do processo produtivo e realizadas projeções de cenários financeiros. Os valores levantados são lançados no software SAVEPI onde é aplicada a metodologia clássica de estudo de viabilidade econômica e financeira através dos indicadores VPL, TIR e *Payback*. Após a realização do estudo foi possível levantar os índices de viabilidade do revestimento cerâmico fotovoltaico apontando ainda os possíveis níveis de risco de investimento em sua produção.

**Palavras-chave:** Viabilidade econômico-financeira, energias renováveis, inovação, metodologia de clássica.

### *Economic and financial viability of photovoltaic ceramic coating*

#### ABSTRACT

*This paper deals with the economic and financial feasibility study for production of the photovoltaic ceramic coating prototype applied in ventilated facades. Initially, the concepts of feasibility studies, process cycles and the information about the prototype are discussed. Based on the theoretical findings and under the aegis of the concept of quality and process improvement expressed in the PDCA, the flow mapping and detailing of the production process steps of the prototype under study are performed. Financial variables are raised according to the stages of the production process and projections of financial scenarios are made. The amounts raised are released in SAVEPI software where the classical economic and financial feasibility study methodology is applied and the NPV, IRR and Payback indicators are met. After conducting the study, it was possible to survey the viability indexes of the photovoltaic ceramic coating, pointing out the possible levels of investment risk of the production.*

<sup>(1)</sup> Mestrando em TIC's, Universidade Federal de Santa Catarina.

<sup>(2)</sup> Analista de Sistemas, Universidade do Extremo Sul Catarinense, Brasil.

<sup>(3)</sup> Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil(2010).

<sup>(4)</sup> Mestrando em TIC's, Universidade Federal de Santa Catarina.

<sup>(5)</sup> Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil(2010).

**Key words — *Economic-financial feasibility, renewable energies, innovation, classic methodology.***

## 1. INTRODUÇÃO

A contínua preocupação com a preservação do meio ambiente associada à escassez de recurso para geração convencional de energia elétrica (REN21, 2016; ARENT et al., 2017; MME, 2017), são alguns fatores que mobilizam investimentos à pesquisa, ao desenvolvimento e a produção de novas tecnologias em energias renováveis, limpas e que utilizam conceitos de sustentabilidade em seu processo produtivo (IRENA, 2018). Com a ascensão de novos arranjos para geração energética, estas tecnologias podem gerar a economicidade do uso das fontes convencionais e receitas, devido à possibilidade de venda do excedente da produção energética distribuída para a rede (GOMES, et al, 2018).

Dentre as formas de geração de energia renovável existentes atualmente, este estudo foca em tecnologias de geração de energia elétrica fotovoltaica, ou seja, aquela que converte a energia solar em elétrica (MAUAD; FERREIRA; TRINDADE, 2017).

Em meio a essa sinergia de fatores favoráveis ao desenvolvimento de inovações para área de energias renováveis, a Universidade Federal de Santa Catarina, polo de Araranguá, juntamente com seus parceiros, desenvolveu um protótipo de revestimento cerâmico fotovoltaico, para ser utilizado em fachadas ventiladas. O produto final a que os protótipos estão focados, visa contribuir com o conforto térmico de edificações com o bloqueio de intempéries, realizar o acabamento arquitetônico de edificações e ainda realizar a geração de energia renovável através da luz solar.

Entretanto, para que as tecnologias tenham a maturação suficiente para de dentro dos laboratórios e ganhar espaço no mercado, é importante que, entre outros, sejam realizados estudos que garanta tanto a viabilidade técnica quanto a econômica e financeira dos produtos.

Dessa forma, com o protótipo já criado, chega-se à fase de investimento para a produção dessa inovação com a finalidade de comercialização, porém é sempre um risco investir em produtos inovadores (GOELZER et al, 2014) e alguns fatores, como tempo para obtenção de retorno e aspectos relacionados a custos, tornam muitas empresas resistentes à investimentos em inovação (OECD, 2005).

Com o intuito de reduzir os riscos, é possível analisar o produto e verificar se o investimento no mesmo está com os objetivos de retorno e risco das empresas ou organizações financiadoras, antes que a decisão de investimento seja tomada (ENDE; REISDORFER, 2015). Neste contexto, é necessário realizar um estudo que verifique o protótipo de revestimento cerâmico fotovoltaico quanto sua viabilidade econômica e financeira.

Assim, este estudo é justificado na medida em que busca realizar o estudo de viabilidade econômica e financeira de uma inovação tecnológica, onde irá contribuir para o desenvolvimento do projeto PROCEF; o desenvolvimento das entidades parceiras; para o desenvolvimento regional de tecnologias utilizando como base o arranjo produtivo local que possui grandes produtoras de revestimentos cerâmicos e ainda com a sociedade que terá ciência quanto a viabilidade do protótipo desenvolvido. Ademais, com os levantamentos e resultados

de revisões da literatura, este trabalho também irá contribuir com o arcabouço teórico sobre o tema.

No próximo capítulo são apresentados os pressupostos teóricos que subsidiaram o desenvolvimento do presente trabalho.

## 2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

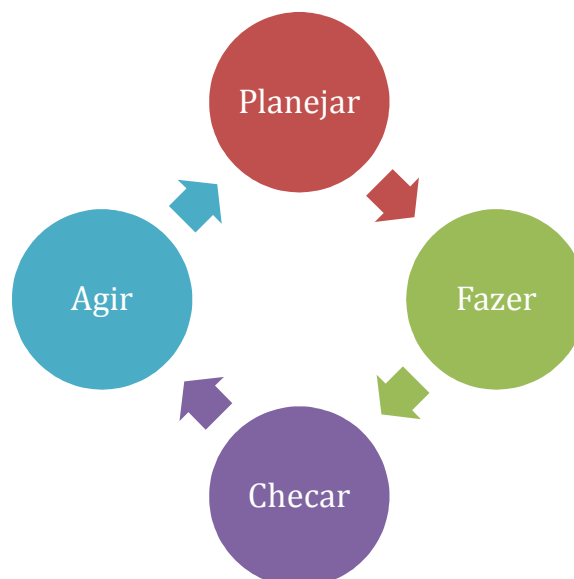
Para atingir o objetivo proposto neste trabalho será necessário compreender o processo produtivo do protótipo afim levantar os custos da produção, para isto, será realizada uma análise do processo produtivo sob a ótica do ciclo PDCA, item 2.1, e também o recorte de dados acerca do protótipo desenvolvido, item 2.2. Por fim, neste capítulo será apresentada a metodologia de estudo de viabilidade econômica e financeira clássica, item 2.3, a ser aplicada no protótipo de revestimento cerâmico fotovoltaico.

### 2.1. Compreender processos e levantar custos sob a ótica da qualidade.

Para que se minimize os erros e haja um melhor aproveitamento dos recursos disponíveis para desenvolvimento de uma inovação, é necessário que se busque ferramentas que garantam a qualidade nos processos bem como auxilie no mapeamento do processo produtivo, atividade esta fundamental para o levantamento dos custos da inovação. Assim emerge com o propósito de garantir a qualidade e a melhoria de processo, o PDCA (DEMING, 1990).

De acordo com Campos (1992) PDCA é uma sigla que significa Plan-Do-Check-Act, e refere-se à um método cíclico de melhoria de processo através do planejamento, execução, avaliação e ação. Ao final de cada ciclo completo deve haver melhoria no processo para que se possam atingir os objetivos estratégicos estabelecidos por ocasião do planejamento. A figura 01 ilustra o framework básico do PDCA.

Figura 1 – Ciclo PDCA



Fonte: do autor, 2019.



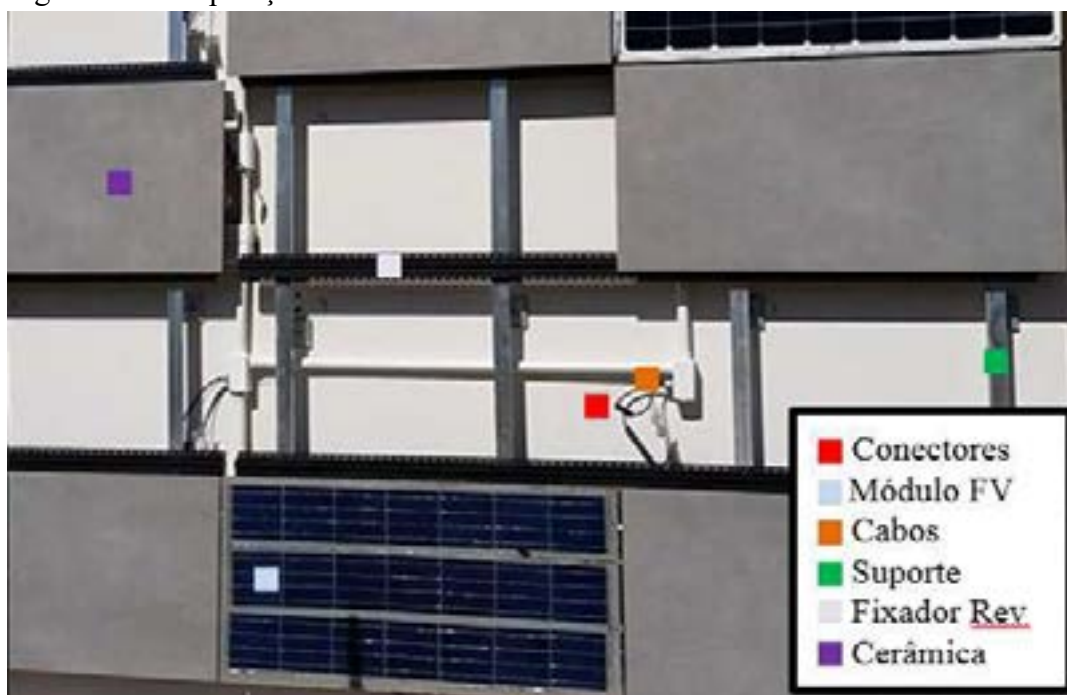
Cada etapa do PDCA, com foco voltado à inovação, engloba uma série de atividades. A letra P, de acordo com Aguiar (2002) possui quatro etapas: a identificação do problema, a fase P possui quatro etapas. **A primeira etapa é a de identificação do problema onde é realizado o escopo do produto e verificadas as viabilidades técnicas e econômicas.** A segunda etapa envolve a análise do fenômeno e estabelecimento do projeto. A terceira etapa é a análise do processo produtivo básico e a quarta etapa é o plano de ação para a implementação do processo produtivo e padrões iniciais. A etapa D inclui a execução e implementação do processo planejado e mensurado. Na fase C é realizada uma avaliação dos objetivos estratégicos alcançados. E por fim na etapa A são realizadas as correções necessárias no processo produtivo e o produto é lançado no mercado.

Compreendendo o pressuposto teórico pelo qual este trabalho está alicerçado, ou seja a verificação da qualidade através do PDCA, é importante agora descrever o protótipo a ser avaliado no estudo de viabilidade, pois, para que seja possível realizar esta atividade é necessário conhecer as variáveis da produção que incidem sob as variáveis econômicas a serem verificadas no estudo de viabilidade que, de acordo com Aguiar (2002), encontra-se na fase P do PDCA.

## 2.2. Revestimento Cerâmico Fotovoltaico características e possibilidades

O presente capítulo compreende a apresentação dos materiais utilizados para o desenvolvimento do protótipo no projeto PROCEF (2017) e que serão a base para a composição de custo para o Estudo de Viabilidade Econômica e Financeira do revestimento cerâmico fotovoltaico. A fachada ventilada consiste basicamente em um suporte, fixador onde é assentado o revestimento cerâmico, o módulo fotovoltaico, os conectores e cabos. A figura 2 apresenta a composição básica da fachada ventilada.

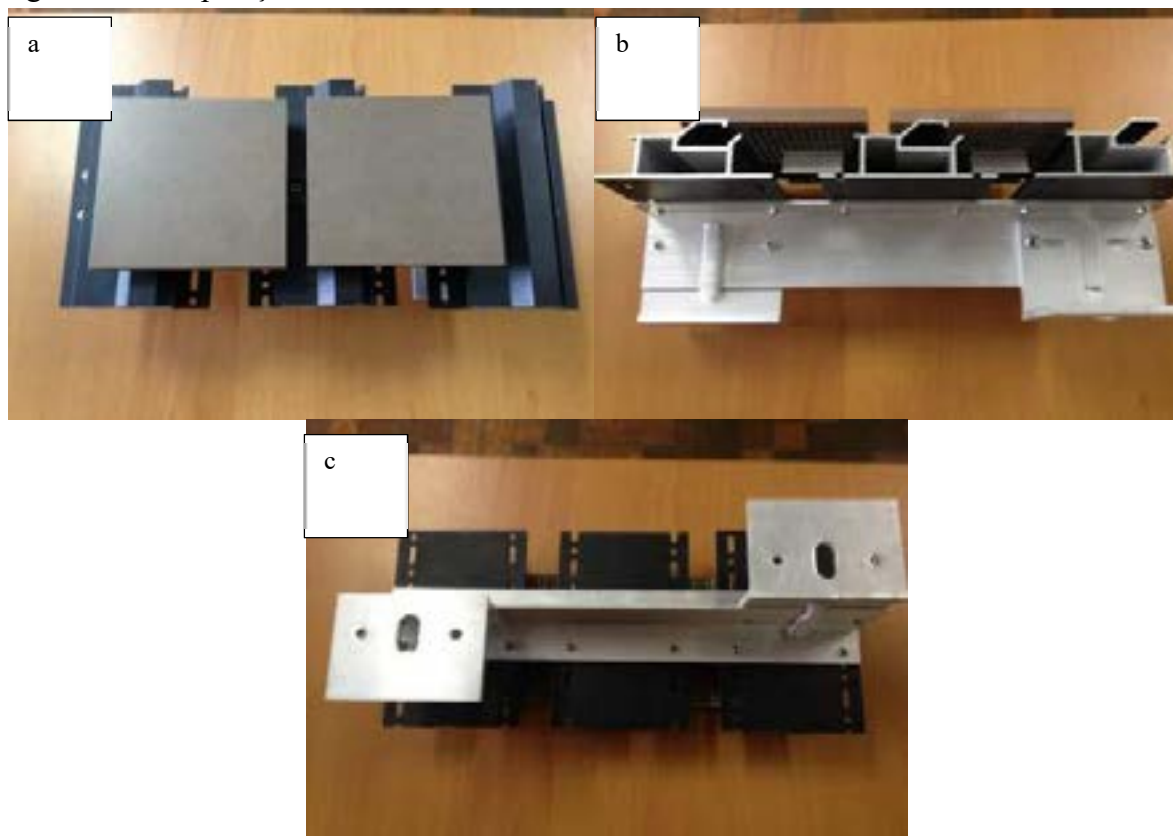
Figura 2 – Composição da fachada ventilada



Fonte: adaptado de PROCEF (2017)

A tecnologia de fachada ventilada é utilizada no projeto foi a “Shackerley” que é amplamente utilizada pela empresa Eliane, parceira do projeto, pois foi a tecnologia que apresentou melhores resultados quanto aderência nos testes realizados no Laboratório de pesquisa Aplicada (PROCEF, 2017). A figura 3, apresenta as diferentes vistas da composição do suporte da fachada ventilada

Figura 3 – Composição da fachada ventilada



- (a) vista superior; (b) vista lateral e (c) vista posterior.

Fonte: PROCEF (2017).

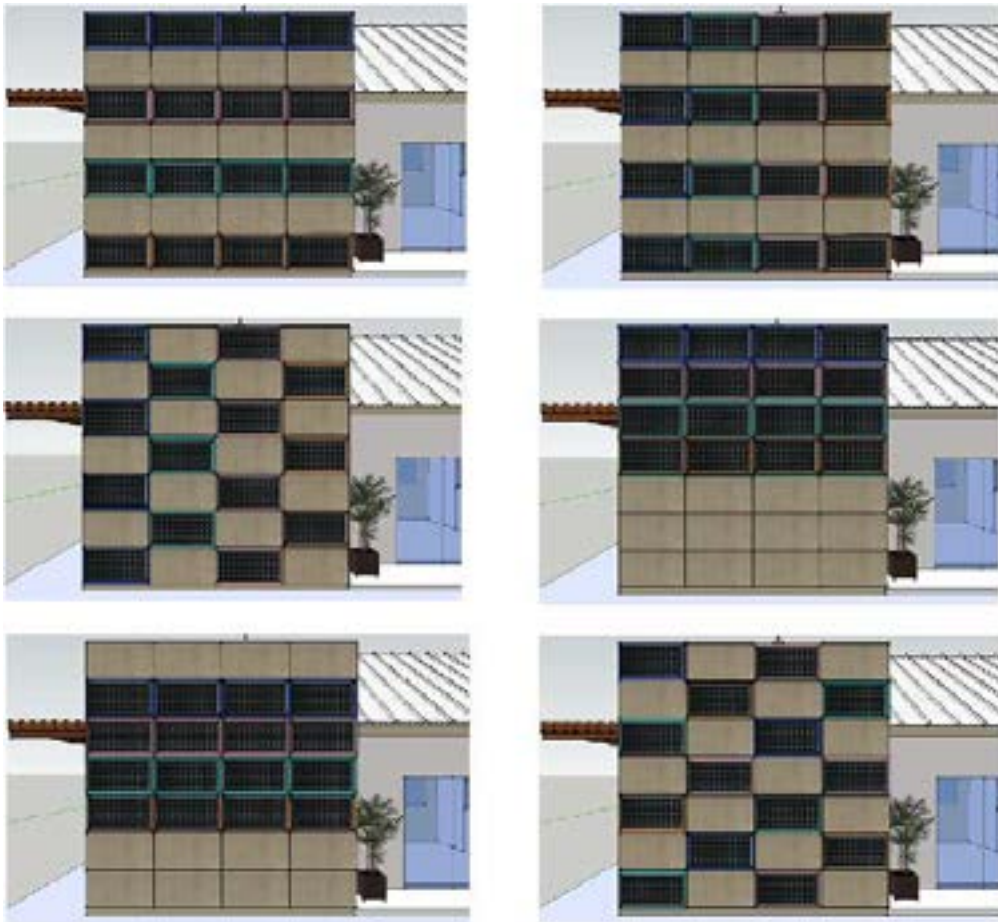
A figura 4, apresenta outras possibilidades de disposição de peças na fachada com peças de acabamento padronizado. Além destas, a disposição pode ser variável, respeitando as dimensões dos módulos do cerâmico fotovoltaico aplicado em fachadas ventiladas (RCFV).

O segundo item é o revestimento cerâmico. Foi selecionado para o protótipo final pela equipe de desenvolvimento, o **porcelanato esmaltado retificado Opus concreto AC**, pois o mesmo apresentou as características físicas necessárias para atender o as demandas do projeto quando à resistência mecânica e aderência das peças.

Já em relação aos cabos e conectores foram utilizados: cabo solar 4mm FLEX-SOL-XL; e dois conectores Plug connectors do tipo MC4 com entrada para cabo de 4 mm<sup>2</sup> e panel receptacles tipo MC4 4 mm<sup>2</sup>, que seguem respectivamente nas figuras 5 e 6.

Para realizar a conectorização do cabo foi necessário o uso do PV-CZM, um alicate de crimpagem específico para o tipo de conector utilizado.

Figura 4 – Possíveis disposições de células nas fachadas



Fonte: PROCEF (2017)

Figura 5 – Cabo solar FLEX-SOL-XL.



Fonte: (Multicontact).

Figura 6 – Tipos de conectores para sistemas fotovoltaicos.

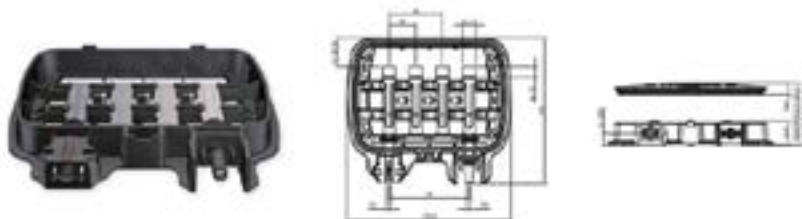


Fonte: (MULTICONACT, 2016).

Para evitar a corrosão e deterioração dos conectores, o que poderia demandar de maior número de manutenções do sistema, os desenvolvedores optaram por utilizar uma caixa de junção, ilustrada pela figura 7.



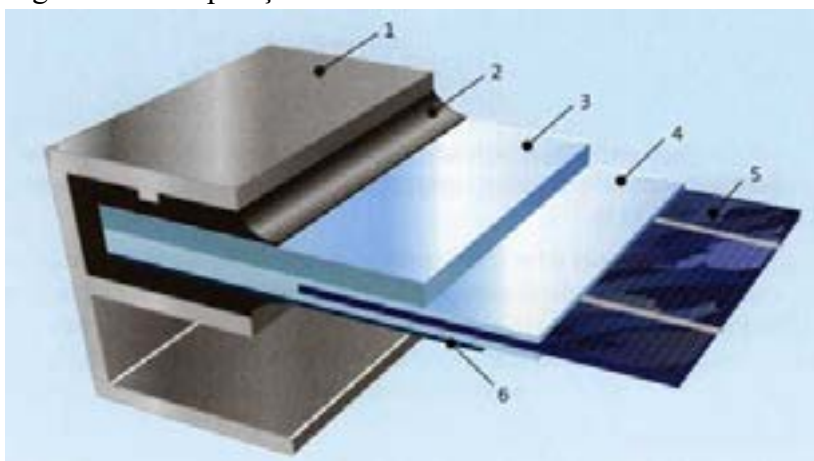
Figura 7 – Caixa de junção PV-JB.



Fonte: (MULTICONCONTACT, 2016)

Além destes componentes, foi utilizado um módulo fotovoltaico composto por tecnologia monocristalino de silício. De acordo com ABNT (2013), o módulo fotovoltaico é composto por células fotovoltaicas interligadas eletricamente para ampliar a geração de energia e encapsuladas para aumentar sua resistência mecânica, tudo com o objetivo de gerar energia elétrica e aumentar a vida útil do módulo. De forma prática, um módulo é composto por: 1- moldura, 2- vedação de bordas, 3-cobertura frontal, 4-encapsulante, 5-célula fotovoltaica e 6-cobertura posterior. A figura 8 ilustra esta composição.

Figura 8 – Composição dos módulos



Fonte: (RAMOS, 2006 apud AMÉRICO, 2018)

Ainda sobre os módulos fotovoltaicos, Rosso (2018) realizou ensaios com seis protótipos do revestimento cerâmico fotovoltaico. Dentre estes seis protótipos, foram realizados diversos ensaios com materiais diferentes para verificar o desempenho dos módulos. O quadro 1 apresenta a composição básica dos seis protótipos.

Quadro 1 – Protótipos de módulos fotovoltaicos para aplicação no revestimento

Protótipo 1	Materiais	Tecnologia	Células FV
Prot 1	Polímero/ Célula FV/ Encapsulante	Mono	36 unidades
Prot 2	Vidro/EVA / Célula FV/ Encapsulante	Mono	21 unidades
Prot 3	Vidro/Silicone/ Célula FV/ Encapsulante	Multi	21 unidades
Prot 4	Resina PU/ Célula FV/ Encapsulante	Mono	21 unidades
Prot 5	Vidro/EVA / Célula FV/ Tedlar	Mono	16 unidades
<b>Prot 6</b>	<b>Vidro/EVA / Célula FV/ Tedlar</b>	<b>Mono</b>	<b>14 unidades</b>

Fonte: do autor, adaptado de Rosso (2018)

Entre todos os protótipos, o protótipo 6 é a versão final da primeira etapa do projeto e alcançou uma eficiência de 15,79%, sob condições de irradiância de 1000 W/m<sup>2</sup> e pode ser visualizado na figura 9.

Figura 9– Protótipo 6



Fonte: adaptado de PROCEF (2017)

No item 2.3 será apresentada a discussão acerca de estudos de viabilidade econômica e financeira.

### **2.3. Métodos, Técnicas e Indicadores de Viabilidade Econômica e Financeira**

Os indicadores de viabilidade econômica e financeira (IVEF) são valores e resultados decorrentes de cálculos que podem relacionar, dependendo do objetivo a ser avaliado, os custos/despesas, receitas e prazos que incidem sobre o objeto que se está analisando a viabilidade (GITMAN, 2010; PROCEL, 2009). Em outras palavras, estes IVEF possibilitam mostrar a viabilidade do produto através de índices mensuráveis (PUCCINI, 2012).

Quanto maior a quantidade de indicadores utilizados para analisar a viabilidade econômica e financeira do produto, maior será o conhecimento sobre o potencial de viabilidade do produto (GITMAN, 2010), subsidiando os cargos de decisão ou investidores externos com informações que podem evitar que sejam investimentos de risco ou em produtos que estejam fadados ao prejuízo sem que para isto haja o dispêndio de capital propriamente dito (VON ENDE; REISDORFER, 2015).

Dependendo dos indicadores selecionados, o processo de EVEF pode ser classificado em: metodologia convencional (GITMAN, 2010); metodologia multi índice; e ainda metodologia

multi índice avançada. A decisão sobre qual método utilizar é muito variável e depende do nível de aprofundamento necessário identificar a viabilidade e os riscos de investir do produto (GITMAN, 2010). Normalmente, a complexidade e valor do investimento é proporcional à quantidade de indicadores a ser utilizado (GOMES, 2018), mas não é algo impositivo, isto dependerá da demanda de informações que o investidor exigir (VON ENDE; REISDORFER, 2015).

A metodologia convencional ou clássica como cita Gitman (2010) é composta pelo cálculo de três indicadores: Valor Presente Líquido (VPL), Taxa Interna de Retorno (TIR) e Payback. No quadro 2 é apresentado de forma sucinta a composição da metodologia clássica de EVEF e a forma de obter o referido índice através de sua fórmula.

Quadro 2 – Metodologia Convencional de EVEF.

<b>Indicador</b>	<b>Fórmula de Cálculo</b>	<b>Ponto de viabilidade</b>
VPL	$VLP = \sum_{t=1}^n FCt \frac{FC_t}{(1+i)^t}$ <p>Sendo:            FC: Fluxo de Caixa            t: tempo            n: períodos            i: custo de capital</p>	VPL > 0
TIR	$VLP = 0 = In + \sum_{t=1}^n FCt \frac{FC_t}{(1+TIR)^t}$ <p>Sendo:            I in: Investimento inicial</p>	TIR > TMA
Payback	$VLP = \frac{\text{Investimento inicial}}{\text{FC com ganhos do investimento}}$	Período de payback < que vida útil do produto

Fonte: Do autor com base em Gitman (2010).

O VPL mostra na data atual qual o valor do projeto descontados o investimento inicial e a taxa mínima de atratividade incidida sobre o período estipulado, em outras palavras, este indicador antecipa o resultado líquido final dos ganhos com o produto (GITMAN, 2010), por isto deve possuir valor positivo para viabilizar o projeto.

A TIR representa a taxa de retorno do produto, onde é calculada igualando valor presente líquido a “0”(zero), logo após, a taxa obtida é comparada com a Taxa Mínima de Atratividade (TMA), que é uma taxa estipulada levando em consideração o custo de oportunidade, ou seja, é comparada com a taxa de outros investimentos que poderiam ser realizados, portanto, a TIR deve ser maior que a TMA para viabilizar o projeto (GITMAN, 2010).\



O payback, por sua vez, representa o tempo necessário para obter o retorno do investimento. Normalmente, este indicador é dito como viável quando o tempo de retorno for menor que a vida útil do produto (GITMAN, 2010).

### 3. METODOLOGIA

Este artigo é realizado com base no desenvolvimento do protótipo de revestimento cerâmico fotovoltaico pela Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), na cidade de Araranguá. O Laboratório de Pesquisa Aplicada (LPA) desenvolveu um protótipo que se mostrou viável tecnicamente e agora é necessário verificar sua viabilidade econômica e financeira.

Para isto, o artigo foi dividido em cinco seções para melhor organizar a pesquisa, iniciando pela introdução, em seguida, o referencial teórico, que aborda os assuntos: métodos, técnicas e indicadores de viabilidade econômica e financeira; o revestimento cerâmico fotovoltaico para uso em fachadas ventiladas e o PDCA no contexto da inovação. A metodologia é apresentada na terceira parte, a quarta parte apresenta os resultados e por fim a conclusão dos estudos, abordando também as dificuldades encontradas para a realização do mesmo bem como sugestões para estudos futuros.

De caráter exploratório e descritivo, este estudo utiliza a metodologia clássica de estudo de viabilidade econômica e financeira (GITMAN, 2010) para avaliar o revestimento cerâmico fotovoltaico para aplicação em fachadas ventiladas. Entretanto, foi necessário realizar o mapeamento do processo e o levantamento de variáveis financeiras. O mapeamento do processo foi realizado e representado através da ferramenta fluxograma, já para o levantamento das variáveis financeiras foi utilizada a ferramenta 5W2H, onde cada etapa do processo mapeado foi analisada e apresentada através de um quadro. Com os dados levantados, foi realizada a análise quantitativa quanto aos valores dos indicadores e qualitativa em relação ao mapeamento do processo.

Sobre o estudo de viabilidade econômica e financeira, utilizou-se como parâmetro, as etapas descritas por Gomes (2018), coleta de dados, projeção de fluxos, escolha/análise de indicadores, parecer conclusivo e decisão gerencial, sendo que esta última, por este estudo possuir caráter científico, não será aplicada, as etapas encontram-se ilustradas na figura 10.

Figura 10 – Fluxo do estudo de viabilidade



Fonte: GOMES (2018)

Como fonte de dados foram utilizados documentos do projeto PROCEF (2017), notas fiscais, relatórios e produções acadêmicas que produzidas no contexto do referido projeto. Esta documentação subsidiou a coleta de informações sobre o produto, materiais, processo produtivo e organizações envolvidas na produção.

Com as informações em mãos foi realizada a estimação de valores e cenários com diferentes quantitativos de produção, custos, despesas e receitas, até se chegar em três cenários de projeção de fluxo de caixa, um ideal, um real e um pessimista, com base no preço final de venda do “produto” de respectivamente 25%, 15% e 10% de receita sob o custo de produção. Estes cenários serviram de base para o cálculo dos indicadores de viabilidade, VPL (Valor Presente Líquido), TIR (Taxa Interna de Retorno) e o Payback (período de retorno de investimento). Como critério de análise de viabilidade, os indicadores devem apresentar para o protótipo ser viável: VPL com valor positivo; TIR deve ser superior à TMA (taxa mínima de atratividade); e o Payback deve ser inferior ao tempo de vida útil do investimento. Para fins de cálculo, foi utilizada como TMA 6,5%a.a, que é a meta da taxa Selic atual com base na média diária de juros, anualizada com base em 252 dias úteis.

Após o cálculo dos indicadores, no parecer conclusivo é realizada a apresentação dos resultados de forma qualitativa informando se o produto apresenta viabilidade ou não. No capítulo seguinte serão apresentados os resultados da pesquisa.

## 4. RESULTADOS

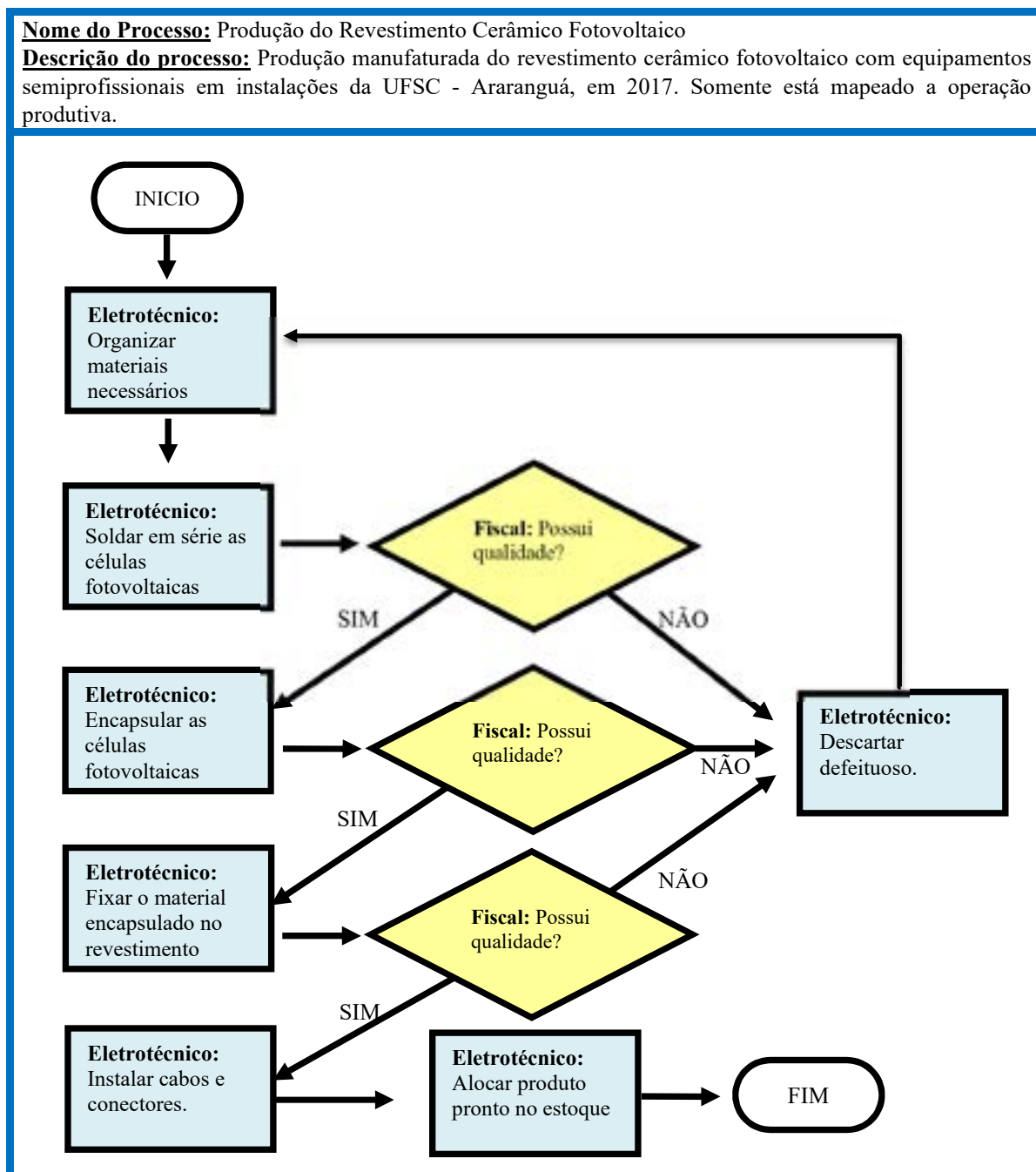
Este capítulo engloba os achados da presente pesquisa, para facilitar a compreensão, foi organizado de acordo como o conhecimento foi construído. Iniciado pelo mapeamento do processo produtivo do revestimento, seguindo com o levantamento das variáveis financeiras do protótipo estudado e finalizando com os resultados do estudo de viabilidade econômica e financeira.

### 4.1. Mapeamento do processo produtivo do revestimento cerâmico fotovoltaico

O processo produtivo do protótipo 6 do revestimento cerâmico fotovoltaico está descrito em dois trabalhos, Rosso (2018) e PROCEF (2017), de acordo com os autores: 14 células fotovoltaicas são soldadas, em série, com estanho, logo após é realizado o encapsulamento da célula fotovoltaica com EVA e vidro; e este composto é afixado no revestimento cerâmico.

Após o levantamento detalhado de informações, foi mapeado o processo produtivo que está descrito o fluxograma do processo no quadro 3.

Quadro 3- Fluxograma do processo produtivo do protótipo 6



Fonte: dos autores (2019).

O processo produtivo apresentado por Rosso (2018) e PROCEF (2017) é composto basicamente por etapas de atividades e etapas de decisão onde é verificada a qualidade da atividade realizada. Em cada etapa de decisão e em caso de o material não apresentar a qualidade esperada, é realizado o descarte do “produto”. Ao final do processo, o revestimento cerâmico fotovoltaico pronto é alocado em estoque, no caso do projeto PROCEF (2017) não



foi feita produção para estoque pois todos os itens produzidos foram encaminhados para testes laboratoriais ou aplicados diretamente na fachada ventilada para outros testes.

No item seguinte serão apresentadas as variáveis financeiras que irão compor o fluxo de caixa baseado das fases processo.

#### 4.2. Levantamento das variáveis financeiras incidentes no estudo de viabilidade

Após o mapeamento do processo produtivo do protótipo 6 do revestimento cerâmico fotovoltaico, foi realizado o levantamento dos dados financeiros. Os dados foram levantados com o cruzamento das informações do relatório PROCEF (2017), documentos financeiros do projeto que foram disponibilizados através de (notas fiscais), e pelo mapeamento do processo realizado neste trabalho.

Como forma de garantir a qualidade na obtenção dos dados financeiros para cada etapa levanta no mapeamento do processo, foi utilizada a ferramenta 5W2H e após o preenchimento das informações, foi obtido o quadro 4. Como os valores financeiros devem ser separados por suas características (custos, investimento e despesas) estes foram colocados em uma tabela a parte.

Quadro 4- 5W2H da produção do protótipo 6.

5W2H DA PRODUÇÃO							
Ord	O quê? (atividade)	Quem?	Quando?	Onde?	Por quê?	Como?	Quanto?
1	1- Organizar materiais necessários	Eletrotécnico	00:00hs até 00:15hs	Estoque/ sala de produção	Para verificar se há todos os itens necessários para produção.	Retirando do estoque e alocando na sala de produção	Tempo gasto: 15 min
2	2- Soldar em série as células fotovoltaicas	Eletrotécnico	00:15hs até 01:30hs	Sala de produção	Para somar sua potência e atingir 56,099 W	Utilizando a estação de solda, são	Tempo gasto: 1h15min
3	3- Fiscalizar qualidade solda	Gerente	01:30hs até 01:40hs	Sala de produção	Para garantir a qualidade das soldas.	Verificando a resistência série do sistema	Tempo gasto: 10 min
4	4- Encapsular as células fotovoltaicas entre o EVA e o vidro.	Eletrotécnico	01:40hs até 02:40hs	Sala de produção	Para que não haja infiltração no “sanduíche”	Utilizando uma laminadora	Tempo gasto: 1h
5	5- Fiscalizar qualidade encapsulante	Gerente	02:40hs até 02:50hs	Sala de produção	Para garantir a qualidade da vedação da peça.	Verificando visualmente o acabamento da peça.	Tempo gasto: 10 min
6	6- Fixar o material encapsulado no revestimento cerâmico	Eletrotécnico	02:50hs até 03:10hs	Sala de produção	Para que seja possível aplicar na fachada ventilada	Utilizando material colante.	Tempo gasto: 20 min

7	7- Fiscalizar qualidade aderência	Gerente	03:10hs até 03:20hs	Sala de produção	Para garantir a qualidade da aderência.	Verificando a secagem da cola no revestimento.	Tempo gasto: 10 min
8	8- Instalar cabos e conectores.	Eletrotécnico	03:20hs até 03:50hs	Sala de produção	Para que seja possível transferir a energia do módulo.	Utilizando conectores especiais para energias	Tempo gasto: 30 min
9	9- Alocar produto pronto no estoque	Eletrotécnico	03:50hs até 04:00hs	Estoque	Para que esteja disponível.	Alocando no estoque de disponíveis	Tempo gasto: 10 min
10	10- Descartar defeituoso.	Eletrotécnico	10 min	Local designado	Para garantir a qualidade	Separando seus componentes e descartando em local adequado	Tempo gasto: 10 min
Entende-se hora 00:00 como horário inicial do processo.							

Fonte: dos autores (2019).

O mapeamento das etapas demonstra o tempo total gasto para produção de uma unidade de revestimento cerâmico fotovoltaico, sendo quatro horas o tempo total. A fase que demanda maior parte do tempo é a soldagem das células com tempo total de 1 hora e 15 minutos. Outro dado importante é referente às necessidades de pessoal, equipamentos e materiais necessários para a fabricação, pois foi verificada a necessidade de um profissional com conhecimento em eletroeletrônica e outro profissional para verificar a qualidade do serviço executado, que pode ter a mesma qualificação.

Com o levantamento dos materiais, equipamentos e pessoal necessário para produção foi possível fazer o levantamento dos dados financeiros que compõe o fluxo de caixa, expressos na tabela 1. Além disto, como o protótipo está em fase de estudo foram realizadas estimativas de receita com base em 5%, 10%, 15%, 20% e 25% acima do custo unitário total já realizado o rateio do custo fixo. A tabela 2 apresenta a expectativa de receita com base em uma produção mensal de 44 unidades.

Tabela 1: Dados financeiros componentes do fluxo de caixa

Descrição	Valores para 2 unidades por dia
<b>Investimento Inicial</b>	R\$ 71.212,25
<b>Custo variável mensal</b>	R\$ 38.700,20
<b>Custo variável Unitário</b>	R\$ 879,55
<b>Despesa/Custo (Fixo Mensal)</b>	R\$ 5.293,00
<b>Custo Operacional Total Mensal</b>	R\$ 44.393,20

Fonte: dos autores (2019).

Na tabela 1 não foram projetadas despesas variáveis, tendo em vista que busca-se o custo de produção. Os valores de despesas variáveis irão depender da estratégia de gestão, como

por exemplo marketing, custos do plano de venda e outros gastos que se referem a estratégias administrativas.

Tabela 2: Projeção de receitas

<b>Projeção de Receitas</b>	<b>10% Acima do custo operacional unitário</b>	<b>15% Acima do custo operacional unitário</b>	<b>25% Acima do custo operacional unitário</b>
<b>Preço de venda</b>	R\$ 1.109,83	R\$ 1.160,28	R\$ 1.261,17
<b>Receita mensal</b>	R\$ 48.832,52	R\$ 51.052,18	R\$ 55.491,51

Fonte: dos autores (2019).

Os valores levantados de projeções de custos, despesas e receitas são fundamentais para o cálculo dos indicadores de viabilidade que será apresentado no item 4.3.

#### 4.3 Estudo de viabilidade econômica e financeira

Após realizar a catalogação das notas fiscais e o levantamento das variáveis financeiras que compõe o fluxo de caixa, foi construída uma planilha eletrônica com diversas simulações. Desta planilha foram extraídos os valores para preencher o software SavePi, que é utilizado para realizar cálculos de viabilidade econômica e financeira. O revestimento cerâmico fotovoltaico apresentou os resultados de viabilidade conforme a tabela 3, a qual foi calculada com período em anos, e uma taxa mínima de atratividade (TMA) em 6,5% a.a, utilizando como base a taxa Selic.

Tabela 3: Projeção de receitas

Preço de venda do Produto (10%, 15% e 25%)	<b>Indicador</b>	<b>Resultado Esperado (se viável)</b>	<b>Valor esperado</b>	<b>Análise Preliminar (SAVEPI)</b>
R\$ 1.109,83	VPL R\$	$VPL \geq 0$	R\$ 93.043,59	Continue analisando o projeto
	Payback	$Payback \leq N$	19 anos	Continue analisando o projeto
	TIR (%)	$TIR \geq TMA$	8,23 %	Continue analisando o projeto
R\$ 1.160,28	VPL R\$	$VPL \geq 0$	R\$ 417.945,26	Continue analisando o projeto
	Payback	$Payback \leq N$	10 anos	Continue analisando o projeto
	TIR (%)	$TIR \geq TMA$	13,72%	Continue analisando o projeto
R\$ 1.261,17	VPL R\$	$VPL \geq 0$	1.067.748,60	Continue analisando o projeto
	Payback	$Payback \leq N$	6 anos	Continue analisando o projeto
	TIR (%)	$TIR \geq TMA$	23.69%	Continue analisando o projeto

Fonte: dos autores (2019) baseado no software SAVEPI.

Pode-se observar na tabela 3 que, em todas as situações, os indicadores de viabilidade atingiram os parâmetros mínimos de viabilidade. No pior cenário (preço de venda de 10% sob o custo unitário) o VPL é de R\$ 93.043,59 no recorte temporal de 25 anos, estabelecido com base na vida útil dos módulos; já o payback é de 19 anos, que representa o tempo de retorno de investimento inicial, já a taxa interna de retorno é de 8,23%, isto significa que o retorno do investimento é 1,73% maior que a TMA que é 6,5%.

Em relação ao risco de investimento é importante salientar que o dispêndio do investimento irá depender da organização ou do investidor, analisando o cenário de 15% e 20% percebe-se que o tempo de retorno, *payback*, é menor e o VPL e a TIR são mais atrativas.



Entretanto, este estudo não engloba possíveis baixas no mercado, problemas com maquinários, possíveis demissões e outras ocorrências que poderão influenciar ao longo dos 25 anos do período estudado. Dessa forma, pode-se verificar que o risco do investimento está relacionado à capacidade financeira da empresa e ao perfil de investimento, pois, após os indicadores atingirem os parâmetros de viabilidade, devem ser analisados outros aspectos como tendências do mercado, oportunidades em outros investimentos e a liquidez do investimento.

Por fim, cabe ressaltar que a análise preliminar do Software SAVEPI que indicou os três cenários como favoráveis a continuidade do projeto.

## 5. CONCLUSÃO

Esta pesquisa foi realizada sob o pressuposto de que o desenvolvimento de novos produtos e a gestão da inovação destes devem estar alicerçadas em estudos econômicos e financeiros que garantam a viabilidade e que os resultados podem ser melhores controlados e comunicados de forma ágil sob a égide das tecnologias da informação e comunicação, que neste trabalho foram representadas pelo software SAVEPI e planilha eletrônica.

Confirmando este pressuposto, constatou-se que a evolução das tecnologias tem possibilitado cada vez mais o desenvolvimento de inovações em energias renováveis e, que este desenvolvimento, possui como fator determinante para sua viabilidade/implementação entre outros aspectos, o econômico e financeiro.

Foi apresentada a base teórica que englobou os métodos, indicadores, fases e tecnologias utilizadas para o Estudo de Viabilidade Econômica e Financeira, com foco em estudos de inovações, bem como foi ressaltada a importância do método de planejamento e gestão denominado PDCA, e ferramentas de melhoria de processo e busca da qualidade como o fluxograma e 5W2H. Embora não esteja diretamente ligado ao estudo de viabilidade, o mapeamento e a descrição do processo produtivo auxiliam no aprofundamento da ciência do processo produtivo, iluminando itens essenciais e evidenciando possíveis gargalos tanto com desperdício de tempo quanto com custos elevados de materiais que podem ser substituídos e o processo melhorado, trazendo uma maior eficiência ao processo e consequentemente competitividade ao produto (protótipo).

Avalia-se que o uso de TIC para o cálculo dos indicadores de viabilidade econômica e financeira e para a comunicação dos resultados facilita esta atividade, entretanto, é necessário um conhecimento prévio sobre os indicadores e métodos de estudos de viabilidade para compreender os valores calculados. Especificamente no caso do software web “SAVEPI” utilizado no estudo, verificou-se que a montagem do fluxo de caixa bem como busca de taxa de atratividade entre outras variáveis, devem estar prontas para serem lançadas no programa, pois o software não possibilita a construção dessas variáveis em sua plataforma.

Terminado o levantamento basilar acerca dos estudos de viabilidade econômica e financeira, foi feita a inserção do protótipo do presente estudo. Este foi apresentado através de informações presentes no relatório PROCEF (2017), entretanto foi necessário esclarecer as quantidades de materiais utilizadas na produção dos módulos fotovoltaicos.

Diante dos achados da pesquisa e utilizando a metodologia clássica para estudo de viabilidade econômica e financeira, foi possível responder à questão de pesquisa e concluir que

**a produção do revestimento cerâmico fotovoltaico aplicado em fachadas ventiladas é econômica e financeiramente viável. Isto pôde ser verificado pelos valores positivos de retorno e análise de risco de investimento no item 4.3 do presente artigo.**

Para estudos futuros, sugere-se que sejam realizadas pesquisas em duas vertentes, a primeira acerca da automatização e melhoria do processo de produção do revestimento cerâmico para que seja possível uma produção em escala industrial e conseqüentemente um produto com retorno de investimento maior, outra vertente a ser explorada é a busca de métodos visuais para a representação dos resultados, principalmente em relação ao parecer conclusivo para que as informações possam ser compreendidas pelo público geral sem a necessidade de conhecimento prévio sobre parâmetros de economia e finanças.

## AGRADECIMENTOS

Agradecemos a todos que contribuíram para o desenvolvimento deste artigo, em especial às organizações e instituições da **UFSC**, representada pelos laboratórios **LPA** (Laboratório de Pesquisa Aplicada); e **LabTel** (Laboratório de Telecomunicações); **Eliane** Revestimentos Cerâmicos; **Enercan**, Campos Novos Energia S.A; **BAESA**, Energética Barra Grande; **ANEEL**, Agência Nacional de Energia Elétrica; **IMG**, Instituto Maximiliano Gaidzinski; e **FEESC**, Fundação de Ensino e Engenharia de Santa Catarina, todas integrantes do projeto de desenvolvimento revestimento cerâmico fotovoltaico aplicado em fachadas ventiladas de estrutura bioclimática.

## REFERÊNCIAS

- AGUIAR, S. Integração das Ferramentas da Qualidade ao PDCA e ao Programa Seis Sigma. Belo Horizonte: Ed. de Desenvolvimento Gerencial, 2002.
- AMÉRICO, Iury Melo et al. Desenvolvimento de um Sistema de Aquisição e Monitoramento de Dados para Revestimentos Cerâmicos Fotovoltaicos Utilizando cDAQ e Labview. 2018.
- ARENT, Douglas et al. (Ed.). **The political economy of clean energy transitions**. Oxford University Press, 2017.
- CAMPOS, V.F. TQC: Controle da Qualidade Total (no Estilo Japonês). 2<sup>a</sup>. ed. Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, 1992. (Rio de Janeiro; Bloch Ed.)
- DEMING, W. E. **Qualidade: A revolução da Administração**. São Paulo: Marques Saraiva, 1990.
- ENDE, M. V.; REISDORFER, V. K. Elaboração e Análise de Projetos. Santa Maria: Universidade Federal de Santa Maria, 2015. 103 p.
- GITMAN, L. J. Princípios de administração financeira. 12. ed. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2010.
- GOELZER, Viviane et al. Análise de um Processo de Inovação a Partir da Ótica de Gestão de Projetos. **Revista de Gestão e Projetos-GeP**, v. 5, n. 2, p. 78-89, 2014.
- GOMES, N. N. S. G. et. Boas práticas para o estudo de viabilidade de inovações no setor de energias renováveis. Seminário de Forjamento. Porto Alegre. RENOMAT. 2018.
- IRENA, Renewable Energy Statistics. International Renewable Energy Agency. **Renewable Energy Target Setting, Abu Dhabi, UAE**, 2018.
- MAUAD, F. F.; FERREIRA, L. C.; TRINDADE, T. C. G. Energia Renovável no Brasil: Análise das principais fontes energéticas renováveis brasileiras. São Carlos: EESC/USP, 2017.
- Ministério de Minas e Energia (MME). **Boletim mensal de monitoramento do setor elétrico – dezembro de 2016**. Brasília: MME, 2017.
- OCDE. Manual de Oslo: Diretrizes para coleta e interpretação de dados sobre inovação. **Organização para a Cooperação e Desenvolvimento Econômico**, 2005.
- PROCEF. Estudo e desenvolvimento de revestimentos cerâmicos fotovoltaicos aplicados em arquitetura bioclimática. Relatório Técnico Final. Araranguá-Sc: Ufsc; 2017. Projeto Cooperado, Pd-3936-1511/2015. Programa P&D – Baesa – Energética Barra Grande S.A. Eenercan – Campos Novos Energia S/A, 2017.
- PROCEL. Análise econômica de investimento: Guia básico. Brasília: Eletrobrás [et Al.], 2009. 85 p.
- PUCCINI, E. C. Matemática Financeira e Análise de Investimentos. 2. ed. Florianópolis: Departamento de Ciências da Administração / Ufsc;, 2012



RAMOS, Cristina de Moura. Procedimentos para caracterização e qualificação de módulos fotovoltaicos. **USP, São Paulo**, 2006.

REN21, Renewables et al. Global status report. REN21 secretariat, Paris, v. 2016, 2016.

ROSSO, André Possamai et al. DESENVOLVIMENTO E ENSAIOS DE MÓDULOS FOTOVOLTAICOS INTEGRADOS EM REVESTIMENTOS CERÂMICOS, 2018.

VON ENDE, M; REISDORFER, V. K. Elaboração e Análise de Projetos. Santa Maria: Colégio Politécnico da Ufsm, 2015.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## ANÁLISE DE MÓDULOS FOTVOLTAICOS A PARTIR DE ENSAIOS ELÉTRICOS E TÉRMICOS PARA IDENTIFICAÇÃO DE CONFORMIDADE

André Possamai Rosso <sup>(1)</sup>  
Giuliano Arns Rampinelli <sup>(2)</sup>

### RESUMO

Os módulos fotovoltaicos são dispositivos de conversão da energia solar em energia elétrica no sistema fotovoltaico. O fenômeno físico, que ocorre em materiais semicondutores, é denominado de efeito fotovoltaico. Os módulos fotovoltaicos podem sofrer degradações ao longo da sua vida útil e devem ser estudados e analisados para que não afete a confiabilidade do sistema fotovoltaico. Atualmente, o controle de qualidade das instalações fotovoltaicas, frequentemente, depende do padrão de condições de teste, controle de amostras de módulos fotovoltaicos individuais, realizada em laboratórios especializados antes de sua instalação no campo. Este procedimento garante a verificação da potência nominal dos módulos fotovoltaicos, mas não exclui a ocorrência de fenômenos indesejáveis, como degradação, pontos quentes, polarização e outros problemas que podem ser verificados na operação do sistema. Este artigo analisa a degradação e a perda das características elétricas por atrito ou fadiga mecânica de um módulo fotovoltaico. Em ensaios indoor com simulador solar foram obtidas as curvas *I-V* e correlações de eficiência, fator de forma, máxima potência e corrente de curto circuito. O módulo fotovoltaico é constituído de 4 células de silício monocristalino e foi construído no Laboratório de Pesquisa Aplicada – LPA da Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC. Curvas *I-V* foram determinadas, também, após o módulo fotovoltaico ser submetido a ensaios mecânicos de fadiga.

**Palavras-chave** — Energia solar; Módulos fotovoltaicos; Degradação; Curvas *I-V*.

### 1. INTRODUÇÃO

Os módulos fotovoltaicos são dispositivos de conversão da energia solar em energia elétrica no sistema fotovoltaico. O fenômeno físico, que ocorre em materiais semicondutores, é denominado de efeito fotovoltaico. Os módulos fotovoltaicos podem sofrer degradações ao longo da sua vida útil e devem ser estudados e analisados para garantir a confiabilidade do sistema fotovoltaico.

<sup>(1)</sup> André Possamai Rosso, Universidade Federal de Santa Catarina, [possamairosso@yahoo.com.br](mailto:possamairosso@yahoo.com.br)

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Giuliano Arns Rampinelli, Universidade Federal de Santa Catarina, [giuliano.rampinelli@ufsc.br](mailto:giuliano.rampinelli@ufsc.br)

A estrutura de um módulo fotovoltaico convencional é formada pelos seguintes componentes: material base (tedlar), um arranjo de células fotovoltaicas ligadas em série, material encapsulante (EVA), vidro para proteção mecânica e de intempéries, e uma borda de alumínio para realizar a junção entre esses materiais, garantindo proteção e isolamento.

Atualmente, o controle de qualidade das instalações fotovoltaicas, frequentemente, depende do padrão de condições de teste, controle de amostras de módulos fotovoltaicos individuais, realizada em laboratórios especializados antes de sua instalação no campo. Este procedimento garante a verificação da potência nominal dos módulos fotovoltaicos, mas não exclui a ocorrência de fenômenos indesejáveis, como degradação, pontos quentes, polarização e outros problemas que podem ser verificados na operação do sistema [1].

Portanto, o conhecimento da perda de potência por efeitos de degradação dos módulos fotovoltaicos instalados em um sistema é importante para prever a confiabilidade e o tempo de vida do Sistema e é de interesse de investidores e usuários desta tecnologia, sendo que a degradação afeta diretamente a potência produzida do sistema fotovoltaico [2].

Coello (2011) avaliou a degradação dos parâmetros elétricos de 785 módulos fotovoltaicos instalados em duas centrais fotovoltaicas, durante os dois primeiros anos de operação. Verificou-se que a potência de pico diminuiu entre 1,0 % e 3,5 % no primeiro ano e entre 0,4 % e 1,3 % no segundo ano. Não ocorreu somente a redução da corrente elétrica de curto-circuito, mas também da tensão de circuito aberto (Voc). Constatou-se que a tensão no ponto de máxima potência manteve-se praticamente constante durante o primeiro ano, mas caiu depois dos dois primeiros anos [3].

Os módulos fotovoltaicos apresentam uma variedade de problemas que podem ser facilmente identificados por inspeção visual. Entre eles, a experiência indica que os mais frequentes no Brasil são os de manuseio inadequado, apresentando moldura de alumínio amassada, entortada ou desencaixada [4].

Alguns defeitos de degradação são chamados de *Browning* e *Yellowing*, sendo, respectivamente, o escurecimento do polímero EVA e quando o EVA apresenta uma tonalidade amarelada. Outros defeitos que podem ser verificados visualmente, que são os de delaminação e infiltração, apresentando respectivamente descolamento do EVA na superfície das células fotovoltaicas e quando há penetração de umidade no interior do módulo, sendo a partir das bordas ou da caixa de conexão [4].

Neste contexto, o objetivo deste artigo é analisar a degradação e a perda de potência por atrito e fadiga mecânica de um módulo fotovoltaico. O módulo fotovoltaico é constituído de 4 células de silício monocristalino e foi construído no Laboratório de Pesquisa Aplicada – LPA da Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC. Este é um módulo fotovoltaico de teste desenvolvido para verificação de conformidade a partir de ensaios elétricos, mecânicos e térmicos.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

O módulo fotovoltaico de teste foi desenvolvido com os seguintes materiais: 4 células solares de m-Si ligadas em série, polímero *tedlar* como material base, polímero EVA para o encapsulamento das células fotovoltaicas e o vidro como material de cobertura (Figura 1a). Em seguida, foi realizada a conexão em série das células fotovoltaicas formando uma *string* de células fotovoltaicas em série, como pode ser observado na Figura 1b. Foi utilizado cortes de *tedlar* para isolar as ligações das células.

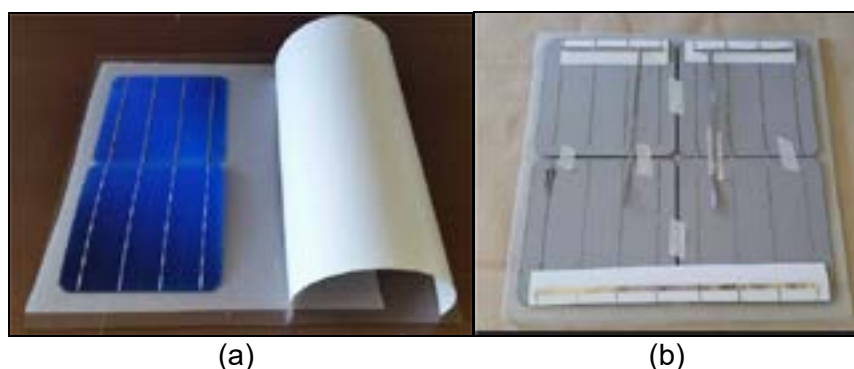


Figura 1: (a) Componentes do protótipo, (b) Conexão em série das células fotovoltaica. (Fonte: do autor).



O módulo fotovoltaico de teste desenvolvido passou pelo processo de laminação para o encapsulamento das células. No processo de laminação são alcançadas temperaturas entre 120 °C e 150 °C, quando o EVA se torna líquido e as eventuais bolhas de ar geradas são eliminadas [4]. Para a laminação foi utilizado uma laminadora da marca *Astro* conforme apresentada na Figura 2.



Figura 2: Laminadora *Astro* (Fonte: do autor).

No processo de laminação dos protótipos, a pressão é reduzida a 650 mmHg e a temperatura atinge, aproximadamente, 132 °C. Após a conclusão do processo de laminação os terminais do conductor foram conectados a uma caixa de junção e o módulo fotovoltaico de teste desenvolvido não apresentou formação de bolhas conforme como pode ser observado na Figura 3.



Figura 3: Módulo fotovoltaico após o processo de laminação (Fonte: do autor).

Uma moldura de alumínio foi anexada ao módulo fotovoltaico após o corte das rebarbas que se formaram com o excesso de EVA e *tedlar*.

Os parâmetros elétricos e térmicos do módulo foram encontrados através da curva característica I-V e da análise de termografia. O módulo fotovoltaico de teste passou por ensaios mecânicos de fadiga com o objetivo de observar alguma degradação do módulo. Os testes para avaliar a degradação do módulo foram através de inspeção visual, curva característica I-V e termografia.

Os testes de inspeção visual e curva característica I-V foram realizados antes e após os ensaios térmicos de fadiga enquanto que para o ensaio de termografia foi realizado somente após o ensaio de fadiga mecânica.

O ensaio mais completo para analisar, estimar e qualificar um módulo ou sistemas fotovoltaicos é através do traçado de sua curva característica I-V. Em vista disso, muitos sistemas de instrumentação foram desenvolvidos para tal finalidade, sendo que os laboratórios ou departamentos de pesquisa possuem uma instrumentação que se adequa à realização dos ensaios [5].

O módulo fotovoltaico é submetido às condições padrões de ensaio, uma fonte de tensão variável realiza uma varredura entre uma tensão negativa em relação aos terminais do módulo, até ultrapassar a tensão de circuito aberto do módulo com a corrente ficando negativa. Durante esta varredura são registrados pares de dados de tensão e corrente, permitindo o traçado de uma curva característica [4].

A Figura 4 representa a curva característica  $I$ - $V$  para um módulo fotovoltaico de 36 células em série, bem como a curva de potência *versus* tensão para este mesmo módulo.

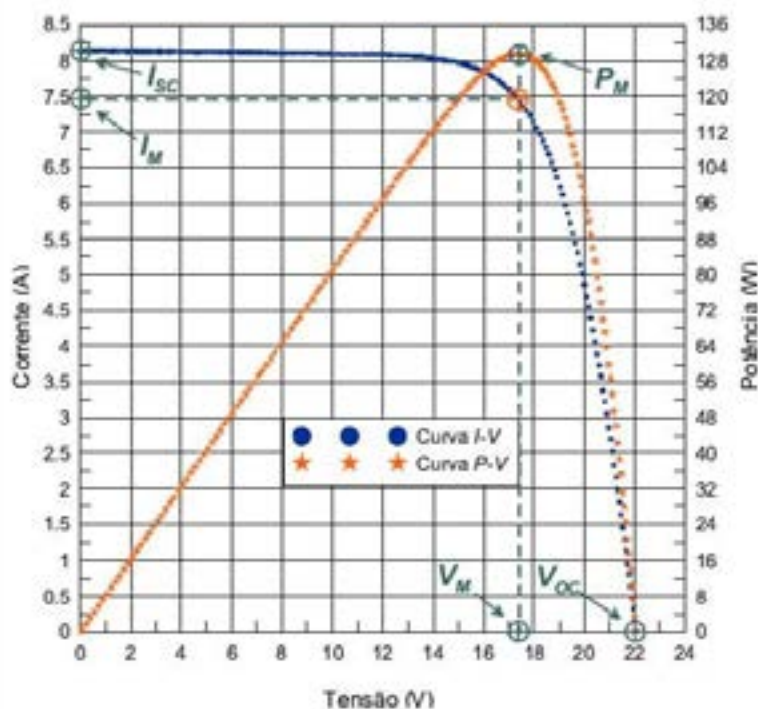


Figura 4: Curva característica  $I$ - $V$  e curva de potência  $P$ - $V$  de um módulo  $m$ - $Si$  (36 células) com 130 W de potência e 12 V de tensão nominal [6].

O desempenho de células e módulos fotovoltaicos normalmente é associado às condições de teste padrão (Standart Test Conditions –STC), ou seja, nível de irradiância de  $1000 \text{ W/m}^2$  ou também conhecido como 1 sol, distribuição espectral correspondente a AM1,5 e temperatura de célula de  $25^\circ\text{C}$ . Estas condições de irradiância representam as condições de operação de um dia de céu claro, entretanto, a temperatura em operação frequentemente resulta em temperaturas próximas a  $50^\circ\text{C}$ . A diferença entre essas temperaturas proporciona também uma diferença entre a potência entregue pelo módulo fotovoltaico e a potência nominal [7].

A caracterização elétrica do módulo fotovoltaico foi realizada através de um simulador solar (*indoor*). A simulação consiste em verificar os aspectos técnicos e parâmetros das curvas  $I$ - $V$ . Os testes foram realizados no Laboratório de Energia Solar (LABSOL) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS).

A técnica de termografia registra o campo de temperaturas de um local focalizado pela câmera termográfica, através da energia radiante infravermelha emitida pelos objetos do campo de visão da câmera. Essa técnica é bastante utilizada no comissionamento de usinas fotovoltaicas e sistemas de menor potência para detectar pontos quentes nos módulos ou até em uma *string* de módulos. Através das imagens desses pontos quentes se detecta o tipo de falha indo ao local na usina ou no sistema de menor potência.

O plano focal da câmera termográfica é formado por um grande número de sensores de radiação, que detectam de forma diferencial a irradiância incidente neste plano. Esta irradiância constitui uma imagem que reproduz o campo de radiação infravermelha emergente dos objetos presentes no campo de visão do equipamento. A imagem é projetada através de lentes transparentes à radiação infravermelha na banda de interesse de forma análoga aos sistemas ópticos utilizados em câmeras fotográficas [8].

Algumas falhas de módulos fotovoltaicos podem passar despercebidas por algum avaliador e dificilmente são diagnosticadas. O principal fator é que observando os módulos em campo, percebe-se que eles são praticamente iguais quando avaliados à olho nu. As usinas de geração fotovoltaica necessitam de comissionamentos para detectar essas possíveis falhas nos módulos fotovoltaicos, podendo acarretar falhas nas *strings* ou em todo o painel. Qualquer defeito em um módulo fotovoltaico, pode implicar em uma rápida degradação deste módulo afetando a vida útil do mesmo [9]. A termografia foi realizada no campus Araranguá da Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC. As imagens termográficas obtidas foram na condição do módulo em curto-circuito e em circuito aberto. A câmera utilizada foi uma câmera da marca *Flir* TG165, apresentada na Figura 5.



Figura 5: Câmera termográfica (Fonte: do autor).

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Foi realizada uma avaliação de inspeção visual do módulo obtido antes (ensaio 1) e após (ensaio 2) o ensaio mecânico de fadiga. Após o ensaio, imagens do módulo foram retiradas e o módulo foi submetido à exposição ao sol. A Figura 6a apresenta a imagem do módulo antes do ensaio mecânico e Figura 6b após o ensaio mecânico.

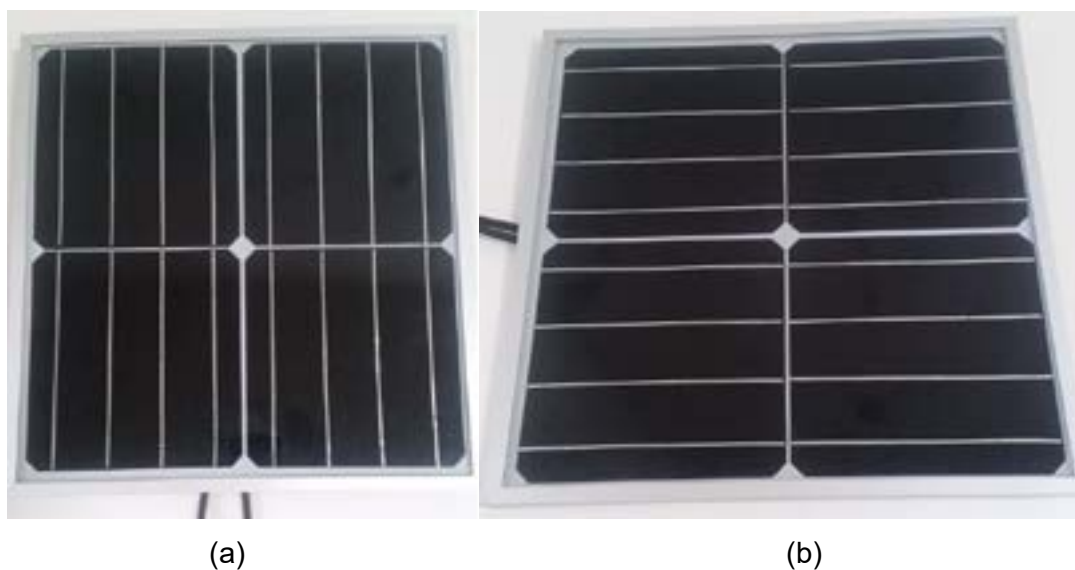


Figura 6: (a) módulo fotovoltaico antes do ensaio mecânico de fadiga (b) módulo fotovoltaico após o ensaio mecânico de fadiga (Fonte: do autor).

Como pode-se observar na Figura 7, o módulo não apresentou nenhuma alteração visual após o ensaio mecânico de fadiga e foi relatado a aprovação visual após o ensaio.



As curvas características I-V do módulo fotovoltaico de teste foram obtidas através de um simulador solar (*indoor*) em condições padrões, com irradiância de 1000 W/m<sup>2</sup>, temperatura de 25 °C e AM1,5. Os testes foram realizados no Laboratório de Energia Solar (LABSOL) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS). As curvas I-V foram obtidas a partir do ensaio 1 e do ensaio 2 e são apresentadas respectivamente nas Figuras 8 e 9. Os parâmetros avaliados foram a  $I_{SC}$ ,  $I_{MP}$ ,  $V_{OC}$ ,  $V_{MP}$ ,  $P_{MP}$ ,  $FF$  e  $\eta$  conforme a Tabela 1.

Observando a Figura 7 percebe-se que o módulo obteve uma  $I_{SC}$  próxima de 8 A que é aproximadamente a corrente produzida em uma célula de m-Si de 15 cm x 15 cm nas condições padrões de teste. A  $V_{OC}$  é a soma da tensão de cada célula fotovoltaica sendo que estão ligadas em série e é de aproximadamente 2,5 V. A tabela 1 apresenta um  $FF = 71,5$  para o ensaio 1, esse  $FF$  se encontra acima dos 70 % indicando que o módulo construído possui uma boa qualidade.

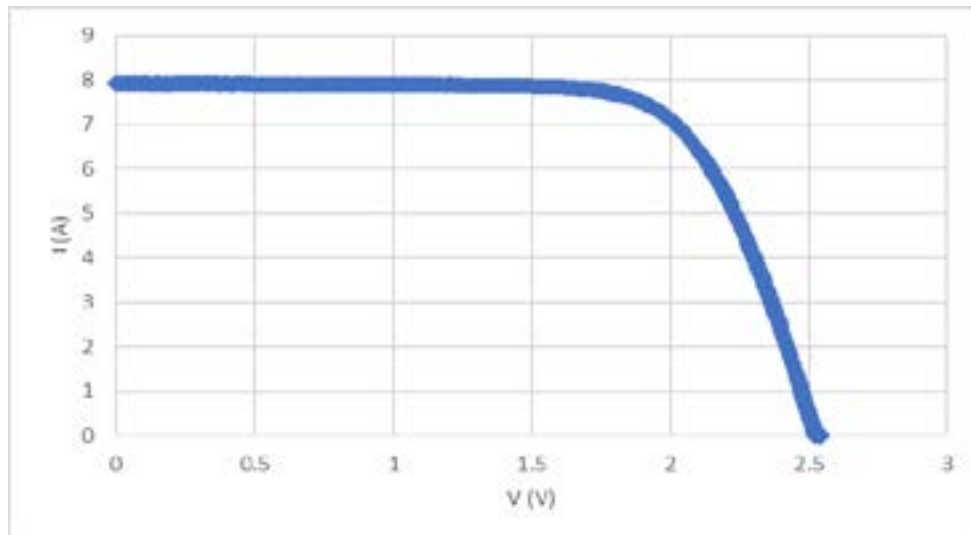


Figura 7: Curva I-V do módulo no ensaio 1 (Fonte: do autor).

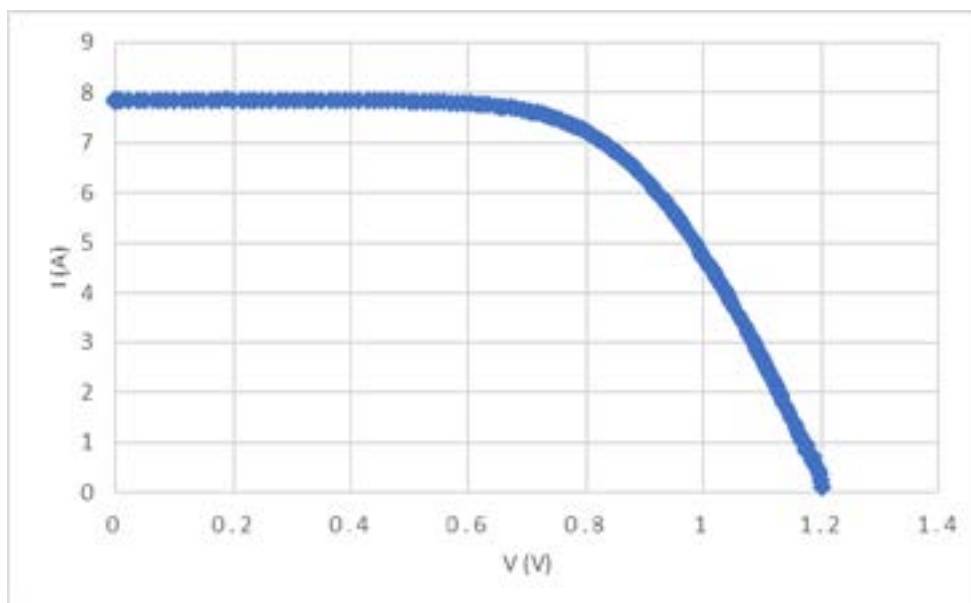


Figura 8: Curva I-V do módulo no ensaio 2 (Fonte: do autor).

Observando a Figura 8 e a Tabela 1, percebe-se que o módulo fotovoltaico de teste apresentou problemas após os ensaios mecânicos de fadiga. A  $I_{SC}$  permaneceu próxima de 8 A, mas reduziu em relação ao ensaio 1. Observando a  $V_{OC}$ , nota-se que a mesma reduziu seu valor pela metade em comparação ao mesmo parâmetro do ensaio 1. Essa  $V_{OC} = 1,208$  V mostra que o módulo está apenas com 2 células em funcionamento e que o ensaio mecânico de fadiga causou algum dano ao módulo fotovoltaico de teste.

A Figura 8 apresenta uma inclinação acentuada do ponto de circuito aberto até o “joelho” da curva, portanto, evidenciando uma resistência série associada elevada. A resistência série alta pode ser explicada pelo dano causado em alguma das células através do ensaio mecânico de fadiga.

Observa-se na Tabela 1 que a  $V_{OC}$  do ensaio 2 reduziu em aproximadamente 52,14 % em relação ao ensaio 1. A  $V_{MP}$  também foi afetada e obteve uma redução de 57,07 %. Na  $I_{SC}$  a redução foi da ordem de 0,8 % devido essa corrente elétrica ser a corrente gerada em 1 célula de m-Si. O  $FF$  atingiu um valor menor quando comparado com o ensaio 1. Com um valor de 61,3 % para o fator de forma, mostra que o módulo não se apresenta com uma boa qualidade.

Tabela 1: Características elétricas e de desempenho para o módulo fotovoltaico nos 2 ensaios.

	Módulo (Ensaio 1)	Módulo (Ensaio 2)
$I_{SC}$ [A]	7,9219	7,8592
$I_{MP}$ [A]	7,3449	6,9662
$V_{OC}$ [V]	2,524	1,208
$V_{MP}$ [V]	1,945	0,835
$P_{MP}$ [W]	14,286	5,817
$FF$ [%]	71,5	61,3
$\eta$ [%]	12,35	5,03

Foram realizados os registros de distribuição de temperatura das quatro células (m-Si) do módulo fotovoltaico de teste. As medidas foram efetuadas em dia ensolarado, com horário próximo ao meio dia solar e nas condições de curto circuito (Figura 9) e circuito aberto (Figura 10). A temperatura das células fotovoltaicas que compõem o módulo fotovoltaico de teste varia entre 47°C e 52°C aproximadamente.

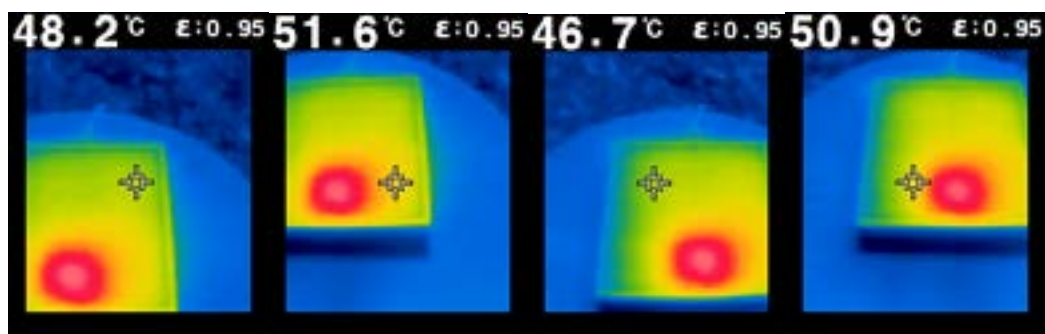


Figura 9: Termografia do módulo em condição de curto circuito.

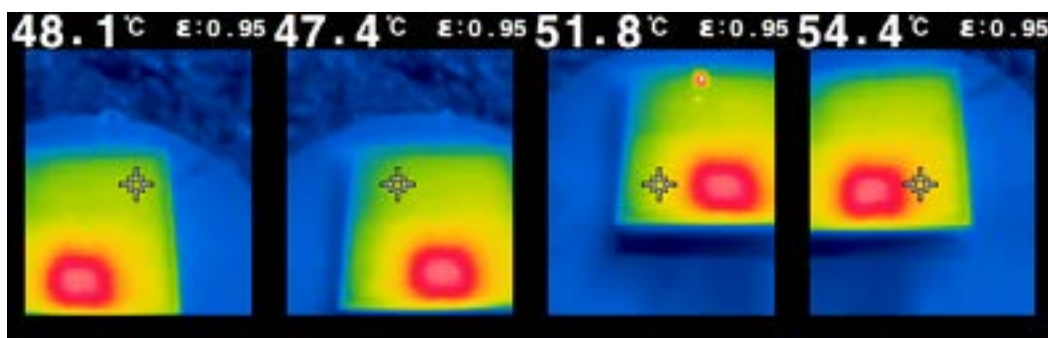


Figura 10: Termografia do módulo em condição de circuito aberto.

#### 4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os ensaios elétricos e térmicos em módulos fotovoltaicos são importantes para certificar e garantir a confiabilidade do dispositivo e dos sistemas fotovoltaicos. Este trabalho apresentou a descrição do processo de desenvolvimento de um módulo fotovoltaico de teste, composto por 4 células fotovoltaicas, e ensaios característicos para certificação e conformidade do dispositivo. Para a construção do protótipo, foram usados equipamentos do Laboratório de Pesquisa Aplicada (LPA) da Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC. O módulo fotovoltaico de teste foi submetido à um ensaio mecânico de fadiga. Ensaios elétricos para determinação da curva I-V foram realizados antes (ensaio 1) e depois (ensaio 2) do ensaio mecânico de fadiga.

A curva I-V e as correlações de fator de forma, eficiência, máxima potência, tensão de circuito aberto e corrente de curto circuito atingiram valores satisfatórios e esperados para o ensaio 1. No ensaio 2, foi verificado que o módulo fotovoltaico de teste sofreu algum dano no ensaio mecânico. Essa não conformidade não foi detectada no ensaio visual, sendo detectada apenas no ensaio elétrico, onde a partir da curva I-V foi possível verificar a alteração de parâmetros elétricos

Os ensaios elétricos de módulos e sistemas fotovoltaicos são importantes no processo de certificação e conformidade do dispositivo. Muitos casos de não conformidade de módulos fotovoltaico não são detectáveis através de uma inspeção visual.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) e à Fundação de Amparo à Pesquisa Inovação do Estado de Santa Catarina (FAPESC) pelo auxílio financeiro, à Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC) e ao LABSOL da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) pela disponibilização de infraestrutura para realização dos ensaios.

#### 5. REFERÊNCIAS

- [1] MARTÍNEZ-MORENO, F.; LORENZO, E.; MUÑOZ, J.; MORETÓN, R. On the testing of large PV arrays, ResearchGate, Progress in Photovoltaics: Research and Applications, (2012), 1102.
- [2] ZANESCO, I., GARCIA, B. S., MOEHLECKE, B. H., VALDIVIA, W. N. LIMA. Análise da degradação de módulos fotovoltaicos fabricados com diferentes células solares, Revista Brasileira de Energia Solar, 101-108 (2014) 5.
- [3] COELLO, J. Degradation of Crystalline Silicon Modules: A case Study on 785 Samples After Two Years Under Operation, 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Hamburg (2011).
- [4] PINHO, J. T., GALDINO, M. A. Manual de engenharia para sistemas fotovoltaicos. Rio de Janeiro, (2014).
- [5] GASPARIN, F. P. Desenvolvimento de um traçador de curvas características de módulos fotovoltaicos, Dissertação de Mestrado, UFRGS, Porto Alegre, (2009).
- [6] BÜLHER, A. J. Estudo de técnicas de determinação experimental e pós processamento de curvas características de módulos fotovoltaicos, Tese de Doutorado, UFRGS, Porto Alegre, (2011).
- [7] MACÊDO, W. N. Análise do fator de dimensionamento do inversor aplicado a sistemas fotovoltaicos conectados à rede, Tese de Doutorado, Programa Pós-graduação em Energia, USP, São Paulo, (2006).
- [8] KRENZINGER, A. Aplicações da Termografia na análise Térmica de Sistemas de Conversão de Energia Solar. Avances em Energías Renovables y Medio Ambiente. V.10. pp 77-84, (2006).
- [9] HAQUE, A.; BHARATH, K.; KHAN, M.; KHAN, I.; JAFFERY, Z. Fault Diagnosis of Photovoltaic Modules, Energy Science & Engineering, 1-23, (2018).





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## AVALIAÇÃO DE VIABILIDADE TÉCNICA- ECONÔMICA DO USO DE ENERGIA FOTOVOLTAICA EM UMA INDÚSTRIA CALÇADISTA

Marcos Rosalvo Paulus da Silva <sup>(1)</sup>

Wendel Marques da Silva <sup>(2)</sup>

José de Souza <sup>(3)</sup>

### RESUMO

O presente artigo tem como objetivo apresentar um estudo de viabilidade técnica-econômica para implantação de placas fotovoltaicas em uma indústria do ramo calçadista no Vale do Paranhana, Rio Grande do Sul, Brasil. Justifica-se este objetivo com o fato de a empresa trabalhar 20 horas diárias durante 6 dias por semana, e para atender esta demanda de trabalho, ela utiliza uma média de 135,8 kW/h, o que está lhe gerando um custo alto em suas finanças, e este artigo, juntamente com a empresa, tem por meta, fazer um estudo para ver se a instalação de placas fotovoltaicas é atrativa, ou não, para a empresa. Para fazer este estudo, foi solicitado junto à empresa o consumo mensal de energia elétrica entre os meses de maio de 2017 e Abril de 2018, onde, a partir destes dados, começamos os estudos. Utilizamos o site da CRESESB/Ministério de Minas e Energia, dados solarimétricos da cidade onde está localizada a empresa, para sabermos o índice de irradiação solar e qual a inclinação que irá gerar maior eficiência para a instalação das placas. Ao fim do estudo chegamos a seguinte conclusão: A empresa utilizaria 2656 placas fotovoltaicas, que ocuparia 50% da área da estrutura disponível, onde essas 2656 placas podem produzir energia suficiente para abastecer a demanda de energia elétrica da empresa durante o dia, e geraria crédito para o turno da noite e períodos com menor irradiação solar, pois ela teria que comprar energia elétrica da concessionária de energia que a atende para abastecer esses períodos.

**Palavras-Chave** — energia, fotovoltaico, consumo, viabilidade, estudo.

### 1. INTRODUÇÃO

Com o crescimento das discussões sobre Energias Renováveis, as empresas se veem cada vez mais submersas na questão de produzir energia limpa, ponto que vem gerando grandes discussões

<sup>(1)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; Faculdades Integradas de Taquara (FACCAT), Taquara/RS – Brazil, marcosilva@sou.faccat.br

<sup>(2)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; Faculdades Integradas de Taquara (FACCAT), Taquara/RS – Brazil, wendeldasiova8@sou.faccat.br

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Fundação Liberato, Novo Hamburgo/RS - Brazil, josesouza@liberato.com.br

nos meios empresariais.

Este estudo tem como foco pesquisar a viabilidade técnica-econômica da utilização de uma energia renovável, neste caso, Energia Fotovoltaica, em uma empresa do ramo calçadista de grande porte na cidade de Rolante, situada na região do Vale do Paranhana, Rio Grande do Sul, Brasil, sendo esta uma grande consumidora de energia elétrica, já que ela funciona durante 20 horas diárias em 6 dias por semana, e ela trabalha no horário de ponta, onde o valor da energia é mais caro. A empresa dispõe de uma área total de cobertura de 13.298 m<sup>2</sup>, onde analisamos a possibilidade de utilizar toda esta extensão.

Em Nota publicada em Junho de 2018 pela ANEEL em seu portal de internet, a agência instalou em sua sede, com a proposta de servir de exemplo, uma micro usina solar, capaz de gerar 510,4 kWp e em média 710 MW/ano. A instalação conta com 1.760 painéis de 1,65 m<sup>2</sup>, totalizando uma área de 3.580 m<sup>2</sup>. Cada 96 módulos estão ligados a um inversor, que estão conectados a uma central de operações. Ao custo divulgado de R\$ 1,8 milhão, e que deverá suprir cerca de 20% da demanda da Agência.



**Figura 1:** Telhado da Empresa, em 03/2017 (29°39'25" S, 50°34'28" O). Fonte: GoogleEarth.

Foi escolhida esta empresa e essa Fonte de Energia, devido à alta utilização de energia para a execução de suas atividades, e a possibilidade de implantação destas placas geradoras, é um excelente objeto de estudo. A empresa tem cerca de 63 anos de funcionamento e sempre foi a favor de melhorias, principalmente melhorias voltadas ao meio ambiente e sustentabilidade, e, portanto, teremos uma maior facilidade para implantarmos nosso projeto, já que ela se disponibilizou a fornecer os dados necessários para o estudo.

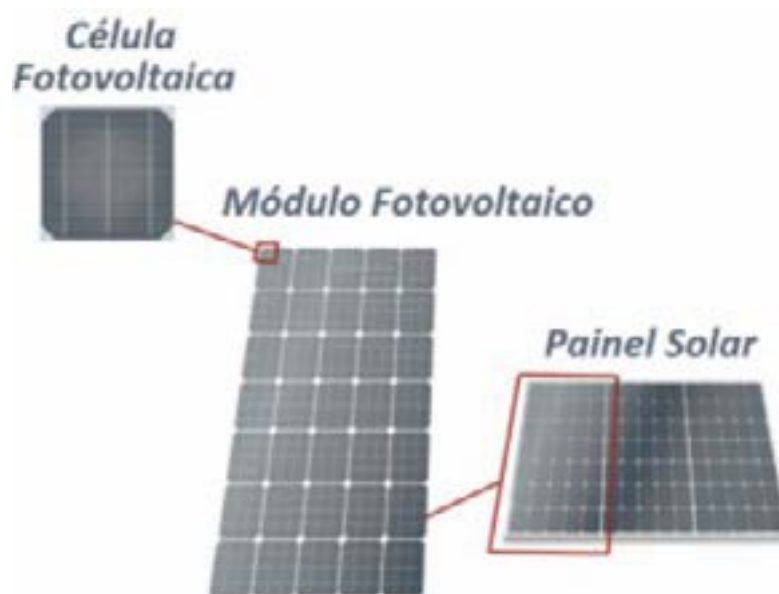
## 2. REVISÃO TEÓRICA

A crise energética no mundo, uma questão que podemos classificar como recente, é um assunto muito discutido na sociedade e é uma das grandes problemáticas do mundo. Isso teve início durante a crise do Petróleo da década de 70, por impactos ambientais devido a fontes de energias poluentes, entre outros motivos.

Tendo em vista esses problemas, deu-se início a busca por fontes de energias sustentáveis, fontes de energias que são amigáveis ao meio ambiente, dentre elas podemos destacar a energia fotovoltaica, onde a mesma vem se apresentando como uma excelente energia alternativa às fontes não renováveis (BRAGA, 2008).

O Sol está a 150 milhões de quilômetros da Terra, gerando radiação que atinge a atmosfera

terrestre com uma intensidade de  $1367 \text{ W/m}^2$ , chamada de constante solar (DUFFIE e BECKMAN, 1991).



**Figura 2:** Exemplo de Módulo Fotovoltaico.

Fonte: <http://www.recicloteca.org.br/noticias/fontes-de-energia-alternativa-energia-solar/>.

A energia fotovoltaica é a conversão da luz solar em corrente elétrica (BRAGA, 2008). As células fotovoltaicas (agrupadas em módulos, e então em arranjos. Figura 2) utilizadas para fazer essa conversão são produzidas por meio de materiais semicondutores, como silício cristalino, silício amorfo hidrogenado, arsenieto de gálio, telureto de cádmio e células CIGS (Cobre-Índio-Gálio-Selênio).

Um átomo de silício é formado por catorze prótons e catorze elétrons. Na camada mais exterior, conhecida como banda de valência, existem quatro elétrons (CASTRO, 2002), para haver uma corrente elétrica é preciso ter um campo elétrico, que ocorre quando há uma diferença de potencial entre as duas zonas da célula de silício.

Segundo (CASTRO, 2002) a geração distribuída de energia advinda de um sistema fotovoltaico tem ganhado cada vez mais mercado pela sua versatilidade em função da queda de custo e facilidade de acesso às tecnologias mais recentes.

De acordo com Peraza (2013), as distribuições mais comuns são módulos com 30, 36, 60 ou 72 células fotovoltaicas. Segundo o site Portal Solar existem vários tamanhos de placas solares, sendo a mais comum para instalação em empresas a placa de  $1\text{m} \times 1,65\text{m}$ , com várias potências disponíveis, mas as mais eficientes são as que produzem acima de 250 Watts-pico, a unidade de medida que indica a capacidade de produção da célula em condições padrão ( $25^\circ\text{C}$ , com irradiação de  $1000 \text{ W/m}^2$ ), o que nos leva a entender que fora destas condições ela não terá esta capacidade de geração. Como por exemplo, pelo início da manhã e temperatura ainda baixa, ou um dia nublado.

Segundo o ex-Secretário Nacional de Planejamento e Desenvolvimento Energético, Altino Ventura, a energia fotovoltaica não tem uma grande participação na matriz energética brasileira pelo alto custo da geração deste tipo de energia que é de três a quatro vezes maior que a de outras fontes (ABDALA, 2012). Mas ele também salientou nesta mesma entrevista que, em no máximo 5 anos, seja possível vislumbrar plantas de geração fotovoltaica (energia solar) voltadas para a distribuição em grande escala e leilões de compra e venda de energia (ABDALA, 2012).

O Brasil possui o Sistema Interligado Nacional - SIN, considerado único no mundo pelo seu tamanho, segundo (PERAZA, 2013) o processo de geração de energia do sistema é predominante de usinas hidroelétricas e térmicas.



Segundo (CASTRO, 2002) os sistemas fotovoltaicos são utilizados hoje em dia em um conjunto vasto de aplicações, onde se destacam Aplicações de Média Potência, utilizada na eletrificação rural e produção descentralizada da rede e Aplicações de Pequena Potência, utilizada, por exemplo, em relógios e calculadoras.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

O projeto visou fazer um estudo sobre a viabilidade técnica-econômica da implantação de placas fotovoltaicas em uma indústria calçadista localizada na cidade de Rolante/RS, no Vale do Paranhana.

Esta empresa tem 63 anos de existência e atua fabricando calçados femininos para o mercado interno e exportação.

Foram utilizados dados históricos de consumo elétrico desta empresa entre os meses de Maio de 2017 e Abril de 2018, bem como uma estimativa do consumo horário.

Juntamente com estes dados e buscando em literaturas relacionadas, foi feito todo o estudo de retorno de investimento, também o índice de incidência solar segundo dados históricos, e qual a melhor posição para colocar-se as placas para ter melhor rendimento.

Tudo se iniciou com a coleta de dados da empresa, logo após foi feito o levantamento de índices históricos para nortearmos nossa análise. Logo após fizemos a análise destes dados, e empreendemos os cálculos de como as placas devem estar dispostas no telhado do prédio, e calculamos a quantidade de placas necessárias para atender do modo mais eficaz a demanda de energia da empresa, levando em consideração literaturas existentes sobre o tema.

Assim obteríamos um resultado, positivo ou negativo sobre a implantação. Se positivo, levaríamos para a direção da empresa (a direção quer os resultados para possível implantação), ou se negativo levaríamos como aprendizado.

Conforme dados fornecidos pela empresa-alvo, o histórico de consumo do período já mencionado, foi gerado um consumo médio de 135,8 kW/h.

Com dados solarimétricos fornecidos pelo portal CRESESB/Ministério de Minas e Energia (Apêndice 1), usando uma inclinação de 30° (igual a latitude) e orientação Norte, o índice de irradiação solar mínimo para a área é de 3,29 kWh/m<sup>2</sup>.dia. Sendo que os índices de eficiência da maioria das placas existentes no mercado variam entre 11 e 16% (capacidade de converter energia solar para energia elétrica), a irradiação mesmo nos meses de inverno seria capaz de utilizar a capacidade total das placas. Utilizamos como referência para os cálculos de viabilidade a placa CANADIAN SOLAR, modelo CS6X-320P de 320 Watts. Essa placa tem dimensões de 1,95m por 0,98m (área de 1,9 m<sup>2</sup>), um índice de eficiência de 16,68%, e tem uma temperatura de operação de 45°C, o que reduziria perda. E com peso de 22 kg por módulo.

Podemos trabalhar com a média calculada de 2656 placas, capazes de produzir 850 kWp. Conforme as Tabelas 1 e 2, chega-se a quantidade de placas necessárias dividindo a necessidade de produção diária (consumo mensal dividido pelas horas de disponibilidade de luz solar durante o mês) pela capacidade geradora da placa referência (capacidade de 0,32 kWp), dividindo-se temos então as 2656. É importante salientar que a empresa tem um expediente de 20 horas diárias, ou seja, há um período noturno onde não é possível gerar energia. Prevendo este contraponto, já dimensionamos o tamanho da micro usina, para uma geração adicional durante o período diurno, onde a energia gerada adicionalmente possa ser distribuída no SIN (Sistema Interligado Nacional), gerando um crédito compensatório ao consumo noturno que será requerido. Aproveitando a área ainda disponível na cobertura da edificação, cerca de 50%, poderia-se dimensionar ainda além disto, gerando crédito para outras unidades produtivas, em outras localidades.

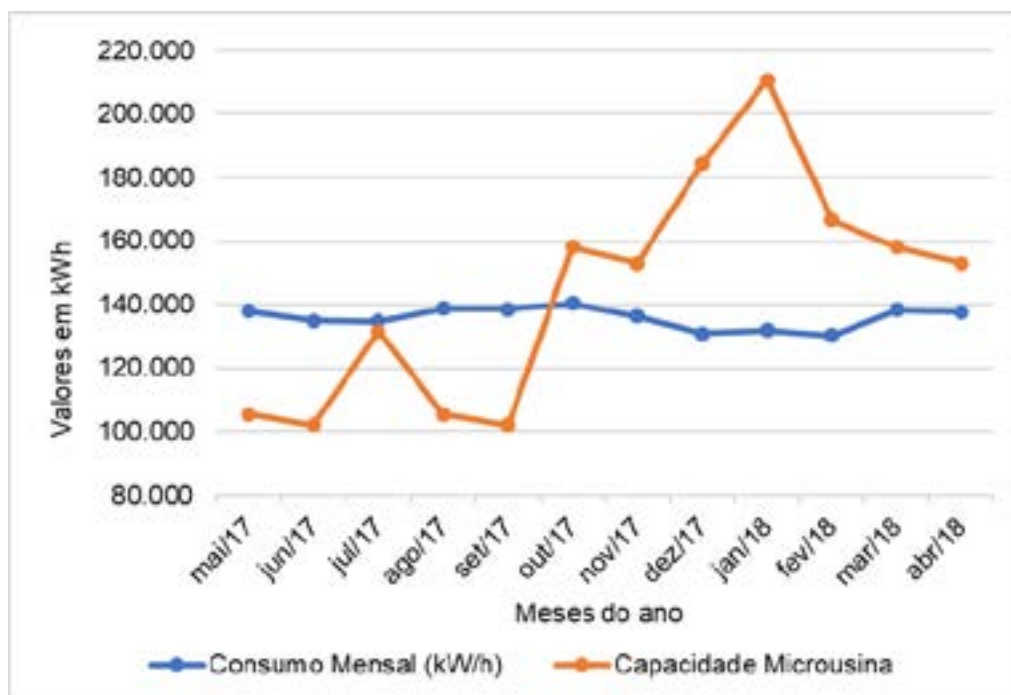
O Gráfico da figura 1, equipara o consumo mensal histórico com a capacidade de geração dimensionada.

Tabela 1: Dimensionamento da geração necessária.

Mês	Consumo Mensal (kW/h)	Consumo Diário	Horas de Sol - Média Diária (Atlas Solarimétrico-CRESESB)	Horas de Sol - Mensal	Irradiação Média Mensal (kWh/m <sup>2</sup> .dia) (CRESESB) (Anexo A)	Produção Necessária - Hora (Consumo/Disponibilidade Sol)
mai/17	137.895	5.107	4	124	3,69	1.112
jun/17	134.981	5.192	4	120	3,29	1.125
jul/17	134.630	5.178	5	155	3,55	869
ago/17	138.658	5.135	4	124	4,04	1.118
set/17	138.512	5.327	4	120	3,80	1.154
out/17	140.349	5.398	6	186	4,48	755
nov/17	136.341	5.244	6	180	5,44	757
dez/17	130.861	6.543	7	217	5,53	603
jan/18	131.816	6.277	8	248	5,43	532
fev/18	130.337	5.431	7	196	5,26	665
mar/18	138.341	5.124	6	186	4,87	744
abr/18	137.639	5.506	6	180	4,51	765
Média=>	135.863	5.455		170		850
Σ=>	1.630.360			2.036	Capacidade de Geração Mensal (kW)	144.188

Tabela 2: Dimensionamento da área necessária.

Mês	Produção Necessária - Hora (Consumo/Disponibilidade Sol)	Placas Necessárias (CS6X-320P) (0,32 kWp)	Capacidade Micro usina	Área Necessária (2,5m <sup>2</sup> /placa)	% da Área Disponível
mai/17	1.112	3.475,18	105.379	8.687,9	65,3
jun/17	1.125	3.515,13	101.979	8.787,8	66,1
jul/17	869	2.714,31	131.723	6.785,8	51,0
ago/17	1.118	3.494,41	105.379	8.736,0	65,7
set/17	1.154	3.607,08	101.979	9.017,7	67,8
out/17	755	2.358,01	158.068	5.895,0	44,3
nov/17	757	2.367,03	152.969	5.917,6	44,5
dez/17	603	1.884,52	184.413	4.711,3	35,4
jan/18	532	1.660,99	210.758	4.152,5	31,2
fev/18	665	2.078,08	166.566	5.195,2	39,1
mar/18	744	2.324,28	158.068	5.810,7	43,7
abr/18	765	2.389,57	152.969	5.973,9	44,9
Média=>	850	2.655,72	144.188	6.639,3	49,9
Σ=>	10.198		1.730.252		



**Figura 1:** Relação entre consumo necessário e capacidade de geração.

Fazendo um cálculo estimado de custo de implantação, uma vez que não solicitamos orçamentos a nenhuma empresa, consideramos o preço médio de R\$ 2,50/W instalado, segundo o site Portal Solar, site especializado neste segmento de geração de energia e que usaremos como referência para valores. Esse preço é altamente variável, pois está atrelado ao dólar e suas variações cambiais. Tem-se:

Placa:

$$320 \times R\$2,50 = R\$800,00. \quad (1)$$

Usina/Conjunto:

$$2656 \times R\$800,00 = R\$2.124.800,00. \quad (2)$$

Inversor Fotovoltaico (central de 100 kWp, necessário 9 unidades, custo varia entre R\$50.000,00 e R\$100.000,00):

$$9 \times R\$100.000,00 = R\$900.000,00. \quad (3)$$

Custo de Instalação (estrutura + mão-de-obra, estimado em R\$90.000,00 para cada 100 kW):

$$9 \times R\$90.000,00 = R\$810.000,00. \quad (4)$$

$$\Sigma 2.124.800 + 900.000 + 810.000 = R\$3.834.800,00. \quad (5)$$

Com relação a uma projeção de payback, o cálculo apresenta uma distorção, justamente devido a falta de parte do custo de instalação, mencionado anteriormente. A fórmula tradicional de cálculo do *payback* (MAUAD, 2017) é:



$$PP = CI \div [(PA \times V) - O\&M]. \quad (6)$$

Onde:

CI = Custo de Instalação (R\$3.834.800,00);

PA = Produção Anual de Energia (1.730.252 kW/ano);

V = Preço de Mercado de Energia (R\$0,3610/kW) (tabela 3);

O&M = Custo de Manutenção e Operação (Referência estimada em R\$5.000,00 a cada 3,3 kW em 25 anos, convertendo para nosso dimensionamento temos R\$51.515,00/ano).

$$PP = 3.834.800,00 \div [(1.730.252 \times 0,3610) - 51.515] = 6,7 \text{ anos}. \quad (7)$$

**Tabela 3:** Média de consume e custo de energia

Mês	Qtde dias trabalhados	Custo Mensal (R\$)	Consumo Mensal (kW/h)	Consumo Horário (kW)	Custo kW (R\$)
mai/17	27	49.782,78	137.895	255	0,3610
jun/17	26	48.730,77	134.981	260	0,3610
jul/17	26	48.604,05	134.630	259	0,3610
ago/17	27	50.058,24	138.658	257	0,3610
set/17	26	50.005,53	138.512	266	0,3610
out/17	26	50.668,72	140.349	270	0,3610
nov/17	26	49.221,76	136.341	262	0,3610
dez/17	20	47.243,37	130.861	327	0,3610
jan/18	21	47.588,14	131.816	314	0,3610
fev/18	24	47.054,20	130.337	272	0,3610
mar/18	27	49.943,80	138.341	256	0,3610
abr/18	25	49.690,36	137.639	275	0,3610
Média=>		49.049,31	135.863	273	
Σ=>	301	588.591,72	1.630.360		

#### 4. CONCLUSÕES

Este artigo apresentou um estudo de viabilidade técnica-econômica de implantação do uso de Energia Fotovoltaica em uma indústria calçadista.

Através das pesquisas dos autores, bem como estudos sobre o tema, concluiu-se que a empresa tem uma área para instalação maior do que seria necessária, o que contribui positivamente para um projeto de implantação.

A empresa utilizaria 2656 placas fotovoltaicas, o que ocuparia 50% da estrutura disponível, onde essas 2656 placas podem produzir o suficiente para abastecer a empresa durante o dia, e geraria crédito para o turno da noite e períodos com menor irradiação solar, períodos nos quais ela teria que comprar energia elétrica da concessionária de energia que a atende. Segundo os valores encontrados no site Portal Solar, site especializado em venda e distribuição de placas solares e afins, o valor de instalação estaria entre R\$ 3.289.800,00 e R\$ 3.834.800,00. Nos parece importante apontar que os valores usados como referência, estão usualmente demonstrados em forma de tabela até uma capacidade de 100 kW, e nota-se que quanto maior o dimensionamento, menor fica o custo. Então concluímos que é seguro afirmar que o custo real de instalação seria menor do que estimamos.

Com relação a execução deste projeto, a decisão deve ser tomada pela direção da empresa, pois se trata de uma decisão estratégica.

## REFERÊNCIAS

- [1] ABDALA, Vitor, Em Cinco Anos, Energia Solar Deverá ser Competitiva e Integrará Matriz Energética Brasileira, diz Secretário - Revista Agência Brasil, 12/04/2012 - 13:37.
- [2] Portal ANEEL. Atlas de Energia Elétrica do Brasil. Disponível em: [http://www2.aneel.gov.br/arquivos/pdf/atlas\\_par1\\_cap2.pdf](http://www2.aneel.gov.br/arquivos/pdf/atlas_par1_cap2.pdf) - Acessado 21/04/2018, 10:18.
- [3] BRAGA, Renata P., Energia Solar Fotovoltaica: Fundamentos e Aplicações, UFRJ, Rio de Janeiro-RJ, 2008.
- [4] CANADIAN SOLAR. Max Power CS6X-310 | 315 | 320P - Module Product Datasheet, 2016, 2p.
- [5] CASTRO, R. M. G., Energias Renováveis e Produção Descentralizada INTRODUÇÃO À ENERGIA FOTOVOLTAICA, Edição 0. novembro de 2002.
- [6] Portal CRESESB/CEPEL. Centro de Referência para Energia Solar e Eólica Sérgio Brito / Centro de Pesquisas de Energia Elétrica. Disponível em: <http://www.cresesb.cepel.br/index.php#data> - Acessado em 23/04/2018, 20:24.
- [7] Portal CRESESB/CEPEL. Atlas Solarimétrico do Brasil. Disponível em: [http://cresesb.cepel.br/publicacoes/download/Atlas\\_Solarimetrico\\_do\\_Brasil\\_2000.pdf](http://cresesb.cepel.br/publicacoes/download/Atlas_Solarimetrico_do_Brasil_2000.pdf) - Acessado em 25/06/2018.
- [8] DUFFIE, J.A., BECKMAN, W.A. Solar Engineering of Thermal Processes. John Wiley & Sons, 1991.
- [9] FIRJAN, Quanto Custa A Energia Elétrica Para A Indústria No Brasil?, n° 8, Agosto de 2011.
- [10] HOBMEIR, Liziane, “Ferramenta para Estudo da Viabilidade Econômica de Implantação de Painéis Fotovoltaicos em Indústrias”. UniCuritiba, 2015.
- [11] IBAS, III Congresso Brasileiro de Gestão Ambiental Goiânia/GO – 19 a 22/11/2012.
- [12] MAUAD, Frederico F., FERREIRA, Luciana C., TRINDADE, Tatiana C.G., “Energia Renovável no Brasil - Análise das Principais Fontes Energéticas Renováveis Brasileiras”. São Carlos, EESC/USP, 2017.
- [13] PERAZA, Danielle G., “Estudo de Viabilidade da Instalação de Usinas Solares Fotovoltaicas no Estado do Rio Grande do Sul”. UFRGS, 2013.
- [14] PEREIRA, Enio B., MARTINS, Fernando R. e outros; “Atlas Brasileiro de Energia Solar”, 2ª Edição, São José dos Campos, INPE, 2017.
- [15] Portal Solar. Disponível em: <https://www.portalsolar.com.br/modelos-de-placa-solar.html> - Acessado em 11/06/2018.
- [16] REDBCM, Rede Brasileira de Estudos Sobre Cidades Médias, 2009.

APÊNDICE

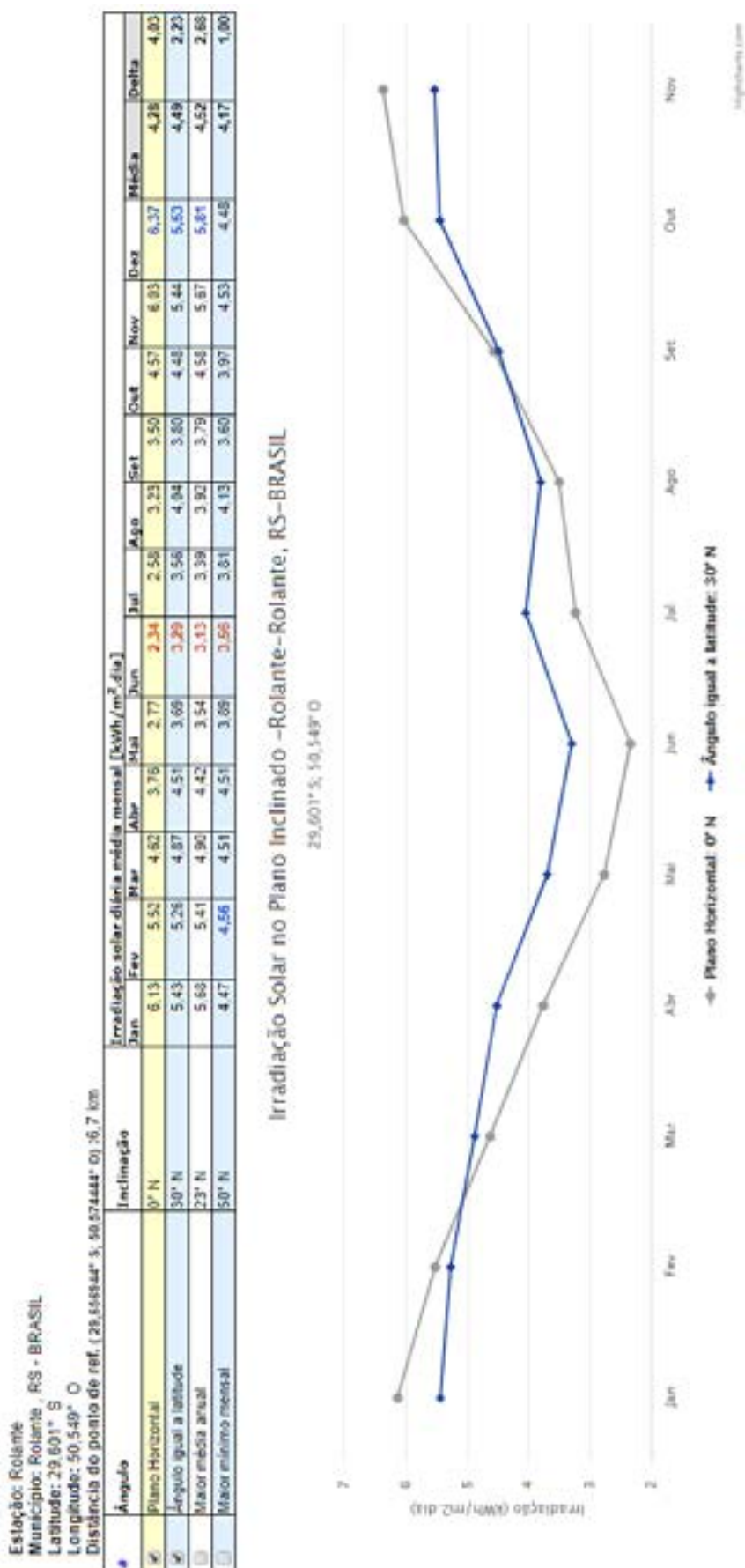


Figura 2: Potencial energético no município de Rolante, Rio Grande do Sul  
 Fonte: <http://www.cresesb.cepel.br/index.php#data>





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## Dimensionamento de sistemas fotovoltaicos: uma comparação entre valores teóricos e resultados experimentais de sistema instalado

Osmar Ogashawara <sup>(1)</sup>

Rafael Antônio de Sousa <sup>(2)</sup>

Celso Aparecido de França <sup>(3)</sup>

### RESUMO

Neste trabalho é apresentado um projeto solar fotovoltaico residencial desenvolvido com o auxílio de programa de computador. O programa realiza o projeto solar fotovoltaico baseando-se no atlas solarimétrico brasileiro, sendo assim todos os dados levados em consideração durante a modelagem do sistema tem como base o território brasileiro. Uma proposta de modelagem desenvolvida fornece os posicionamentos dos módulos no telhado conforme a melhor orientação da residência, levando em consideração o melhor posicionamento para o norte e todos os dados relevantes para o desenvolvimento do projeto. O modelo basicamente tem por objetivo obter uma geração mensal baseado no histórico de consumo do proprietário da residência. Sendo assim, o trabalho parte da ideia de realizar um acompanhamento dos dados fornecidos pelo inversor instalado no projeto fotovoltaico residencial e assim realizar uma comparação entre os valores obtidos mensalmente com os valores que o programa projetou para a geração levando em consideração todos os fatores que podem dificultar a geração de energia solar, como intempéries climáticas ou até uma falta de energia por conta da concessionária. Por fim, os dados obtidos poderão revelar o quão preciso é o programa quando todos os cálculos são realizados baseados nos dados relevantes ao território nacional

**Palavras chaves — Dimensionamento de sistemas fotovoltaicos, inversores fotovoltaicos, geração fotovoltaica, aplicativos para sistemas fotovoltaicos.**

### 1. INTRODUÇÃO

O uso de energia fotovoltaica (FV) cresceu, de acordo com [1] mais de 300%, entre 2017 e 2018. Mas apesar deste crescimento, a energia FV fornece menos de 1% da energia elétrica disponível no Brasil, portanto, existe um potencial de crescimento deste tipo de fonte de energia, principalmente em aplicações de micro geração distribuída. No ano de 2015, a ANEEL publicou a Resolução Normativa nº 687/2015, permitindo o uso de qualquer fonte renovável, além da cogeração qualificada, denominando-se micro geração distribuída a central geradora com potência instalada até 75 quilowatts (KW) e mini geração distribuída aquela com potência acima de 75 kW e menor ou igual a 5 MW, conectadas na rede de distribuição por meio de instalações de unidades consumidoras.[2] A utilização dos créditos denominado autoconsumo remoto para o caso de a energia excedente gerada durante o mês ser repassada para a concessionária na forma créditos com validade de 60 meses. Os créditos obtidos podem ser descontados em outra unidade consumidora desde que a unidade consumidora pertença ao mesmo titular da unidade geradora [2].

<sup>(1)</sup> Prof.Dr., Universidade Federal de São Carlos, osmaroga@ufscar.br

<sup>(2)</sup> Engenheiro Eletricista, Universidade Federal de São Carlos, sousarafaeng@gmail.com

<sup>(3)</sup> Prof. Dr. Universidade Federal de São Carlos, celsofr@ufscar.br

A ANEEL, com a finalidade de normatizar as atividades técnicas do sistema de distribuição de energia elétrica criou os Procedimentos de Distribuição de Energia Elétrica Nacional – PRODIST. O novo processo de homologação deve ser fiel ao PRODIST módulo 3: Acesso ao sistema de distribuição, paralelamente com as normas de acesso referentes à concessionária de energia local [3]. A Figura 1 retrata o processo de homologação, as etapas em azul representam o que o consumidor deve realizar e as partes em vermelho são as etapas realizadas pela distribuidora

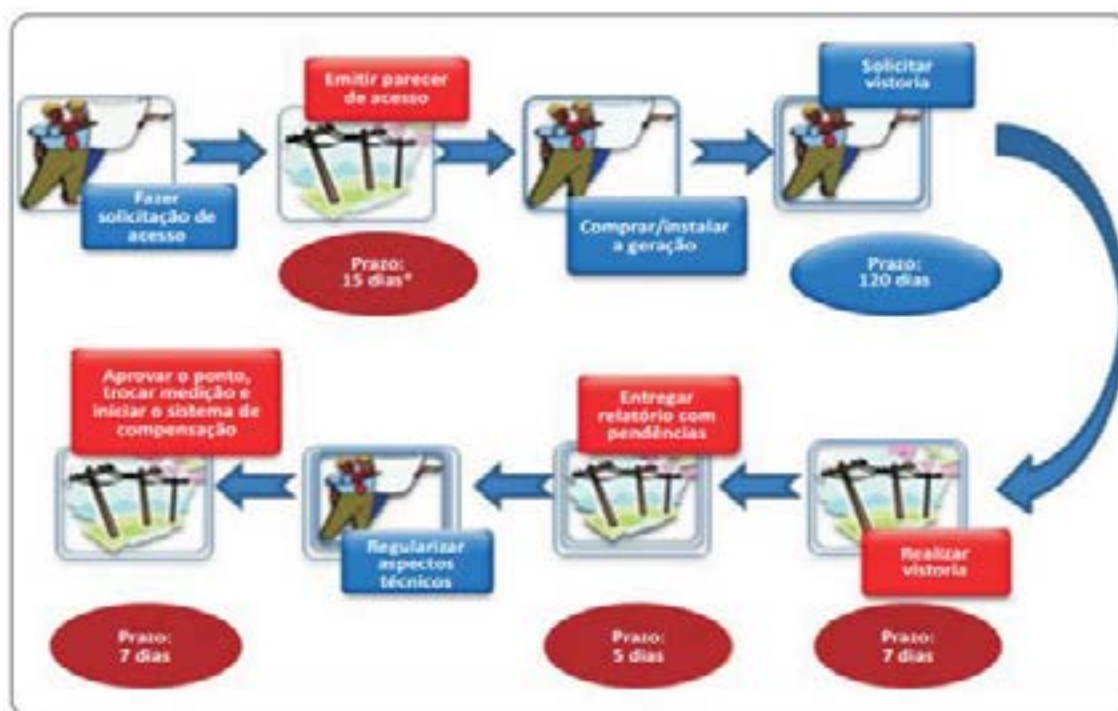


Figura 1 - Procedimentos e etapas de acesso à rede de distribuição [3]

Esta regulamentação permitiu o crescimento das aplicações de micro geração distribuída, usando energia FV, neste contexto, o artigo apresenta um estudo de caso de dimensionamento, instalação e análise dos resultados de sistema de micro geração FV instalado em uma residência. No item 2 apresenta-se um procedimento de projeto segundo [4], no item 3 apresenta-se o dimensionamento usando um aplicativo com base dados do Brasil e os dados fornecidos pelo inversor instalado no sistema e no item 4 apresenta-se as conclusões deste trabalho.

## 2. DIMENSIONAMENTO TEÓRICO DO SISTEMA FV

O primeiro passo para o dimensionamento de um sistema conectado à rede é determinar quanto de energia se deseja produzir [4]. A energia que se deseja produzir deve ser estabelecida de acordo com os valores de consumo mensal da unidade consumidora. A unidade consumidora em questão apresenta ligação bifásica, sendo necessário pagar 600kWh anuais para a distribuidora. De maneira simplificada o sistema fotovoltaico pode ser dimensionado da seguinte forma [4]:

$$P_{fv} = \frac{C/Irr}{F} \quad (1)$$

Onde:

- $P_{fv}$  = Potência Teórica dos Sistema, em kWp,
- $C$  é o consumo anual de energia, em kWh/ano,
- $Irr$  é a radiação solar local no plano de instalações dos painéis,
- $F$  é o fator de potência.

Neste estudo de caso consumiu-se 4126 kWh/ano, que somado quantidade mínima exigida pela distribuidora (600 kWh/ano), resulta num consumo anual de 4726 kWh/ano. A irradiância anual, para o local onde foi instalado o sistema foi 1850.535 W/m<sup>2</sup> e adotou-se uma fator de potência de 0,75.

Usando a equação (1), obtém-se a potência P<sub>fv</sub> de 3,4 kWp

O segundo passo é a definição da quantidade de painéis fotovoltaicos necessários. Escolhe-se o modelo de painel e da folha de dados (*datasheet*) obtém-se a potência do painel. Usou-se um painel de 330 Wp, com uma tensão CC em aberto de 46,4 V, e uma corrente de curto circuito de 9,28 A. Dividindo-se a potência P<sub>fv</sub> pela potência do painel obteve-se a quantidade de 10,3 painéis, escolheu-se utilizar 10 painéis por uma questão de simetria na conexão com o inversor.

O terceiro passo do dimensionamento consiste na escolha do inversor que será utilizado, observando a tensão e frequência do inversor. A potência do inversor pode ser até 25% inferior que a potência dos painéis. Neste caso usou-se um inversor monofásico com potência CC nominal de 3500 W, com faixa de tensão de entrada CC de 200 a 600 V, faixa de tensão CA de 180 a 264 V, e faixa de frequência entre 57 a 63 Hz. Este inversor permite a instalação de até 2 arranjos de painéis com MPPT (*Maximum Power Point Tracker*) independentes.

O quarto passo para o dimensionamento é a definição do arranjo dos painéis fotovoltaicos que devem ser ligados em série e/ou em paralelo para chegar à potência desejada. Preferencialmente é melhor ligar os painéis em série, pois a instalação é mais simples. O arranjo escolhido foi 2 *strings* com 5 painéis em série cada um.

### 3. RESULTADOS OBTIDOS NO PROGRAMA DE COMPUTADOR E DADOS DO INVERSOR

O programa fotovoltaico utilizado é totalmente em português dedicado a realidade normativa e fiscal brasileira, permite realizar o dimensionamento completo de sistemas fotovoltaicos conectados à rede de distribuição (*grid connected*), *Off-grid (stand alone)* e híbridos. Através de uma sequência guiada, simples e flexível, o programa oferece:

- Gerenciamento de todos os tipos de sistemas;
- Relatório técnico do projeto;
- Relatório econômico com a avaliação de rentabilidade;
- Ficha técnica final do sistema;
- Layout topográfico do sistema;
- Diagramas elétricos a serem enviados à concessionária.

Na figura 2 ilustra-se a tela do programa mostrando a escolha do painel FV e do inversor.

**Componentes**  
Tipo de módulos fotovoltaicos, inversor e proteções. Dados de dimensionamento.

**Módulo fotovoltaico**

Módulo fotovoltaico: 3A SOLAR 3AM9C-72-330/400 Selecionar... ▼  
 Potência nominal: 330 Wp Área: 1,94 m² Propriedades  
 Usar otimizador de potência  
 <nenhum otimizador configurado> Propriedades

**Inversor**

Temperatura de operação Mínimo: 0 °C Máximo: 50 °C  
 O número de módulos: 30 Área total: 19,42 m² Potência: 3,14 kWp [Calcula...](#)  
 Dimensionamento assistido

Inversor: ABB Spa UNO-OM-3.3-TL-PLUS-5B (60Hz) Seleção manual  
 Número de inversores: 1 Nº máximo de ingressos utilizados: 1 Propriedades  
 Rastreadores smétricos: Str. 1

**Verificações elétricas**

	Nº de rastreadores	MPPT 1	MPPT 2
Módulos em série	5	5	5
Conjunto de módulos paralelos	1	1	1
Exposição	Norte	Norte	Norte
Tensão de MPP (STC)	193,0 V	193,0 V	193,0 V
Número de módulos	5	5	5

Tensão: ✓  
 Corrente: ✓  
 Potência: ✓

Figura 2 - Componentes utilizados para dimensionamento do sistema fotovoltaico



O programa fornece uma previsão diária e mensal para a geração de energia, baseado nos dados de irradiação local onde o sistema está instalado. Na tabela 1 apresenta-se o resultado previsto para a geração de energia.

Tabela 1 - Geração diária e mensal da unidade consumidora

Mês	Total diário [kWh]	Total mensal [kWh]
Janeiro	16,759	519,538
Fevereiro	17,863	500,164
Março	16,007	496,228
Abril	15,392	461,745
Mai	13,545	419,895
Junho	13,025	390,739
Julho	13,603	421,704
Agosto	16,298	505,235
Setembro	15,916	477,49
Outubro	17,176	532,453
Novembro	17,267	518,014
Dezembro	18,014	558,432

O programa também fornece dados econômicos presentes no Figura 3, que retrata o *pay-back* do projeto instalado na unidade consumidora, vale ressaltar que, devido a geração ter como fator relevante a irradiação solar para sua geração e sofrer interferência de intemperes climáticos, o gráfico de *pay-back* pode sofrer alterações tanto para mais quanto para menos.

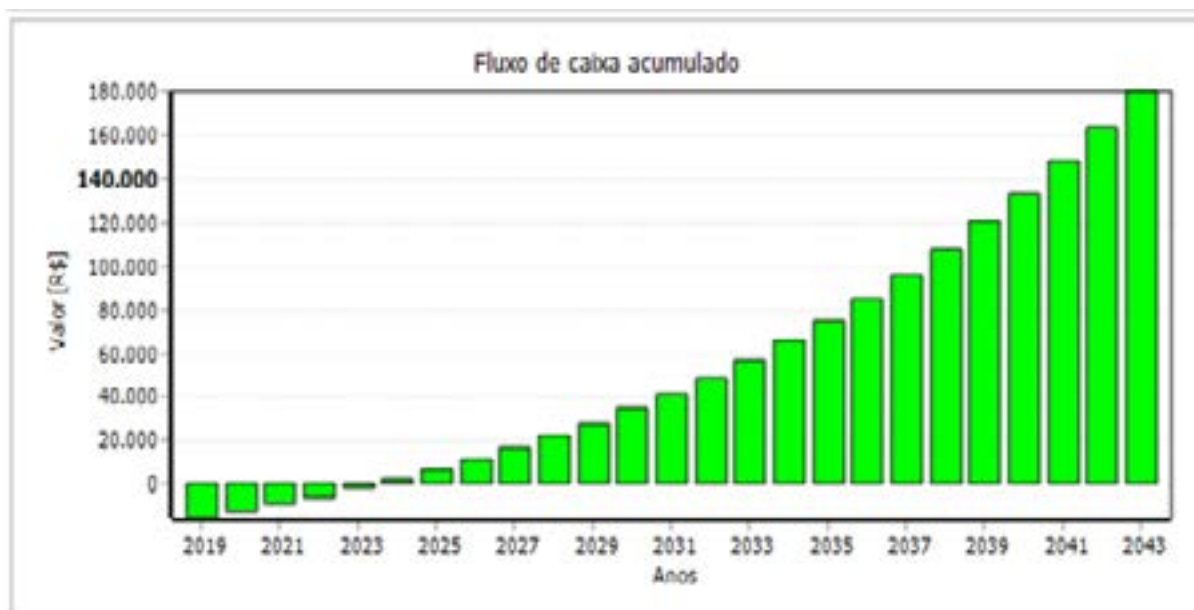


Figura 3 – *Pay-back* do Sistema implantado na unidade consumidora

Com relação à conexão do inversor na rede elétrica, existem alguns procedimentos e normas a serem seguidos. Os principais requisitos são [4]:

- O inversor deve possuir alta eficiência (>96%);
- Controle do fator de potência dentro de certos limites;
- Deve gerar uma onda com a mesma tensão e frequência da rede pública de eletricidade;
- Inversores com potência até 10 kW devem possuir certificação INMETRO;
- Monitoramento de energia e recursos de comunicação sem fio ou com fio.
- Deve possuir proteção contra anti-ilhamento, a qual, o inversor desconecta-se da rede

quando há interrupção no fornecimento de energia elétrica, dessa forma, evitando acidentes em períodos de manutenção da rede pública de energia (Normas IEC 61727 / 62116);

- Deve rastrear o ponto de máxima potência (MPPT), garantindo que o inversor utilize a máxima potência dos módulos fotovoltaicos;
- Desconexão por sobre tensão ou sub tensão (Norma IEC 61727);
- Desconexão por sobre ou sub frequência (Norma IEC 61727);

Os inversores utilizados para sistemas de microgeração conectados à rede são da faixa de 1KW e 50KW. O inversor utilizado tem conexão com a rede ethernet permite acesso às informações diárias de geração da unidade instalada. As figuras 4, 5 e 6 mostram o consumo nos meses de fevereiro, março e abril.



Figura 4 - Geração de energia durante o mês de fevereiro



Figura 5 - Geração durante o mês de março

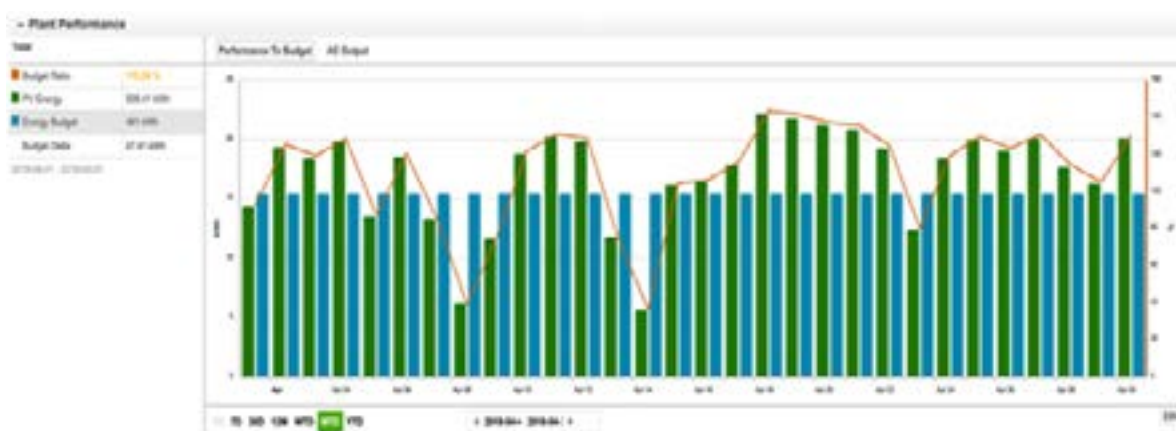


Figura 6 – Geração durante o mês de abril

A Tabela 2, retrata os valores dos meses de coleta de dados com relação a energia estipulada pelo software e a energia gerada pelo sistema fotovoltaico implantado na unidade consumidora.

Tabela 2 – Comparação entre a geração prevista pelo programa e a geração real

Geração de Energia	Fevereiro	Março	Abril
Programa de Computador	500,164	496,228	461,745
Inversor	430,23	517,82	508,41
Diferença	-13,95%	+4,4%	+10,28%

Analisando a tabela 2 pode-se perceber que o mês de fevereiro apresenta uma porcentagem de geração real menor do que esperada pelo programa, pode-se atrelar essa diferença de dados devido as chuvas ocorridas no mês de fevereiro de 2019 na Cidade de São Carlos. O mês de março apresenta uma geração real maior do que a estipulada pelo Programa em 4.4%, já para o mês de abril, a energia real gerada apresenta um valor maior em 10,28%.

Comparando os dados pode-se elevar à hipótese de que os valores de erros encontrados mostraram a dificuldade em se estabelecer um valor real de geração em um programa, visto que a geração real de energia é atrelada a intensidade solar, sendo portanto, um fator que não se pode estipular com total certeza quando desenvolvido o projeto para uma unidade consumidora.

#### 4. CONCLUSÕES

A partir do estudo de caso realizado neste trabalho, foi possível analisar o dimensionamento de um projeto de um sistema solar fotovoltaico conectado e comparar com o mesmo projeto realizado com o auxílio de um programa de computador.

Comparando o projeto teórico com o projeto de simulação, pode-se perceber que o dimensionamento usa os mesmos parâmetros para o desenvolvimento do projeto. A grande diferença entre usar um programa para realização do projeto é o fato do programa disponibilizar ferramentas que facilitam o dimensionamento como por exemplo: o uso do Google Maps para visualizar o telhado da residência e dispor os módulos no telhado da unidade consumidora considerando os ângulos que favorecem a geração de energia.

A partir das coletas dos dados no período de 3 meses e comparados com os valores que o programa forneceu como uma estimativa de geração, pode-se perceber que os valores obtidos com a geração do sistema implantado na unidade consumidora são condizentes, no entanto, deve ser levado em consideração o fato da geração ser proveniente do sol e sofrer interferências climáticas.

Comparando os dados ressalta-se a hipótese de que os valores de erros encontrados mostraram a dificuldade em se estabelecer um valor real de geração em um programa, visto que a geração real de energia é atrelada a intensidade solar, sendo, portanto, um fator que não se pode estipular com total certeza quando desenvolvido o projeto para uma unidade consumidora para um cliente.

#### Referencias

- [1] EPE – Balanço Energético Nacional 2019. EPE, 2019.
- [2] BRASIL. AGÊNCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA (ANEEL). Resolução Normativa, n°687, de 24/11/2015. Estabelece as condições gerais para o acesso de microgeração e minigeração distribuída aos sistemas de distribuição de energia elétrica, o sistema de compensação de energia elétrica, e dá outras providências. ANEEL, 2015. Disponível em: <http://www2.aneel.gov.br/cedoc/ren2015687.pdf>. Acesso em 24 abr. 2019.
- [3] BRASIL. AGÊNCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA (ANEEL). Cadernos Temáticos ANEEL Micro e Mini geração Distribuída Sistema de Compensação de Energia Elétrica. ANEEL, 2016. Disponível em: <http://www.aneel.gov.br/documents/656877/14913578/Caderno+tematico+Micro+e+Minigera%C3%A7%C3%A3o+Distribuida+-+2+edicao/716e8bb2-83b8-48e9-b4c8-a66d7f655161>. Acesso em 24 abr. 2019.
- [4] VILLALVA, M. G. Energia Solar Fotovoltaica: conceitos e aplicações. 2. ed. São Paulo: Érica/Saraiva, 2012



## Photovoltaic systems sizing: a comparison between theoretical values and experimental results of installed systems

### ABSTRACT

**This work presents a residential photovoltaic solar project developed with the aid of a computer program. The program performs the photovoltaic solar project based on the Brazilian solarimetric atlas, so all data taken into consideration during the modeling of the system is based on the Brazilian territory. A developed modeling proposal provides the placement of the modules on the roof according to the best orientation of the residence, taking into consideration the best north position and all relevant data for the project development. The model basically aims to obtain a monthly generation based on the homeowner's consumption history. Thus, the work starts from the idea of monitoring the data provided by the inverter installed in the residential photovoltaic project and thus making a comparison between the values obtained monthly with the values that the program projected for the generation taking into consideration all the factors that may hinder the generation of solar energy, such as weather or even a power outage by the utility. Finally, the data obtained may reveal how accurate the program is when all calculations are performed based on data relevant to the national territory.**



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO COMPÓSITO DE PP RECICLADO E FIBRA DE BAMBU: UMA OPÇÃO SUSTENTÁVEL PARA O DESIGN DE PRODUTOS EXPOSTOS À INTEMPÉRIE NATURAL

### COMPARATIVE EVALUATION OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF POLYPROPYLENE/BAMBOO FIBER COMPOSITES: A SUSTAINABLE OPTION FOR DESIGN OF PRODUCTS EXPOSED TO NATURAL AGING

Lety del Pilar Fajardo Cabrera de Lima <sup>(1)</sup>

Ruth Marlene Campomanes Santana <sup>(2)</sup>

A obtenção de novos materiais a partir da reciclagem, surge como uma ferramenta oportuna que incentiva a projetar soluções para a geração de uma sociedade orientada à sustentabilidade ambiental. Porém é indispensável conhecer o comportamento desses novos materiais em condições de uso, de tal maneira que seja possível a partir do design de produtos, programar e controlar suas propriedades e características. No seguinte trabalho se obteve um compósito a partir da reciclagem de polipropileno e fibra de bambu (PPr/FB), em composição mássica 70/30, o compósito foi obtido por extrusão e os corpos de prova para caracterização foram moldados por injeção. Os corpos de prova foram expostos à intempérie natural durante um período de 12 meses e avaliados por ensaios mecânicos de tração, flexão e impacto, antes e depois da exposição, o objetivo deste trabalho foi avaliar o compósito PPr/FB como uma opção sustentável para o design de produtos expostos a intempérie natural, resultados preliminares mostraram que o compósito PPr/FB se apresenta como opção a materiais convencionais para o design de produtos.

**Palavras-chave:** Propriedades mecânicas, Compósitos, polipropileno, fibra de bambu, design de produtos.

#### ABSTRACT

Obtaining new materials from recycling emerges as a timely tool that encourages the design of solutions for the generation of a society oriented towards environmental sustainability. However it is essential to know the behavior of these new materials in conditions of use, so that it is possible from the design of products, program and control their properties and characteristics. In the following work a composite was obtained from the recycling of polypropylene and bamboo fiber (PPr / FB), in 70/30 mass composition, the composite was obtained by extrusion and the characterization specimens were injection molded. The specimens were exposed to natural weather over a period of 12 months and evaluated by mechanical tensile, and impact tests before and after exposure. The objective of this work was to evaluate the PPr / FB composite as a sustainable option for in product design exposed to natural weather, preliminary results have shown that PPr / FB composite presents itself as an option to conventional materials for product design.

**Key words** — Mechanical Properties, Composites, Polypropylene, Bamboo Fiber, Product Design.

<sup>(1)</sup> Prof. Universidad del Valle – Colombia pilar.lima@ufrgs.br

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Ing.; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

## 1. INTRODUÇÃO

Na atualidade, é indispensável projetar para a geração de uma sociedade orientada à sustentabilidade ambiental. Desta maneira surgem os “os materiais sustentáveis” especificamente materiais compósitos obtidos a partir de reforços com fibras naturais e uma matriz polimérica, estes componentes podem ser produto da reciclagem. Os materiais lignocelulósicos são adicionados à matriz termoplástica, com a finalidade de melhorar as propriedades térmicas, mecânicas e particularmente diminuir custos de composição do material polimérico e a geração de efluentes e/ou resíduos poluentes [1]. Este tipo de materiais tem sido retomados adquirindo grande importância nas últimas décadas devido a condicionantes meio ambientais, pois orientam a substituir fibras sintéticas por fibras naturais, são materiais menos densos, mais econômicos, com propriedades interessantes e uma opção frente a o uso materiais convencionais em diferentes aplicações; oferecem vantagens em relação ao ataque de insetos, água e degradação [2]; diminuem consideravelmente os gastos em manutenção, apresentam maior durabilidade, de fácil limpeza e é moldáveis. Atualmente, a produção de produtos fabricados a partir de plástico e madeira/fibras cresce constantemente [3]. Estes tipo de materiais compósitos são conhecidos como madeira plástica; segundo A ASTM D6662 [4], a madeira plástica pode ser definida como produto manufaturado com conteúdo de plástico superior a 50% em massa e possuem genericamente seção transversal retangular e apresentam dimensões típicas dos produtos de madeira industrializada. Os avanços neste campo tem feito com que o termo seja aplicado às madeiras plásticas de outros formatos.

Para as aplicações desde tipo de matérias no design de produtos é indispensável ter disponibilidade de modelos o métodos confiáveis que permitam prognosticar a falha do material [5] em condições reais de uso. A pesquisa em materiais, especificamente o estudo das suas propriedades obtidas a partir da caracterização, é fundamental nas ações e teorizações para suas aplicações no design de produto, isto é, ter informações sobre o desempenho do material durante a sua vida útil, reduzindo a possibilidade de riscos e falhas durante a uso do produto.

A maioria de materiais poliméricos são sensíveis ao intemperismo, processo no qual interagem a incidência da radiação ultravioleta e o oxigênio atmosférico. As reações químicas involucradas podem ser aceleradas por efeito da temperatura causada pelo aquecimento solar do componente ou pela presença de tensões (aplicadas externamente ou residuais do processamento) [6], [7] A intempérie é a responsável pela degradação em materiais poliméricos, este é um processo irreversível [8]. Nos materiais poliméricos acontece uma série de reações químicas oxidativas que interferem no seu desempenho, uma das causas para este fenômeno é a cisão de emaranhados moleculares e a formação de trincas na superfície [9], [10]. O mecanismo de fotodegradação envolve principalmente a absorção de radiação ultravioleta e posteriormente acontecem as reações oxidativas em processos auto catalíticos, causando a redução do peso molecular e alteração na estrutura química.

Entre os fatores que podem provocar a degradação em materiais poliméricos se encontram: calor, luz, oxigênio, intensidade UV, umidade, poluentes [11]- [14].

O envelhecimento natural ou ambiental é um instrumento avaliativo e real muito útil para o estudo da degradação de materiais poliméricos [15]. Em geral este processo se relaciona com a cisão molecular, o resultado são cadeias menores e maior número reticulações, similar a uma estrutura de rede, com propriedades diferentes às da estrutura inicial.

Neste trabalho se obteve o material compósito a partir de uma matriz polimérica produto da reciclagem de tampinhas de garrafas de polipropileno (PPr) e um reforço com resíduos de fibra de bambu (FB) originados na industrialização deste material, provenientes de Popayán Colômbia. Os compósitos obtidos foram expostos a envelhecimento natural durante 12 meses; foram avaliadas suas propriedades antes e depois da exposição, com o objetivo de verificar as mudanças das propriedades dos compósitos em função do tempo de exposição, e assim conhecer seu comportamento em condições reais de uso, em prováveis aplicações para o design de produtos expostos a intempérie natural .

## 2. EXPERIMENTAL

### 2.1. Materiais



Polipropileno reciclado (PPr) produto da coleta de tampinhas de garrafas, como agente de acoplamento foi utilizado o polipropileno graftizado com anidrido maleico, fabricado pela Dupont Fusabond MZ-109D; fibra de bambu da espécie *Guadua angustifolia* com granulometria de 250 $\mu$ m, resíduos da industrialização do bambu, procedente de Popayán, Colômbia.

## 2.2. Condições de Processamento

O polipropileno reciclado (PPr) passou por seleção, limpeza e trituração; A fibra de bambu (FB) permaneceu em estufa a 58°C por 24 horas para retirar a umidade prévio ao processamento. Os materiais foram pesados separadamente utilizando uma balança analítica AY-220 e preparados com as composições especificadas na Tabela 1.

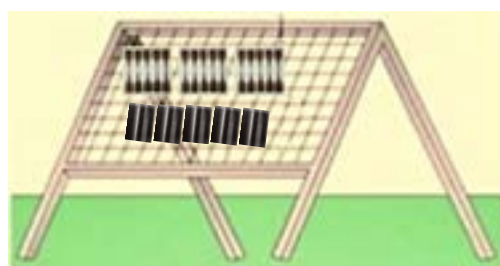
**Tabela 1.** Composição das amostras

Amostra	% FB	% PP	PP-g-MA (%)
PP/FB	30	67	3
PPr/FB	30	67	3

O PP, a FB e o PP-g-MA foram misturados manualmente antes de serem incorporados na extrusora, de acordo com as relações mássicas estabelecidas. A mistura manual foi incorporada na extrusora de dupla rosca HAAKE Rheomix OS PolyLab. Processou-se a uma temperatura de 180 °C, velocidade de rotação de 600 rpm, durante 5 minutos. Os corpos de prova (CP) para caracterização foram confeccionados por injeção, utilizando uma mini injetora (HAAKE Minijet II), com temperatura de 195 °C, temperatura no molde de 40°C e pressão de 400 bar.

## 2.3 Envelhecimento natural

Os compósitos foram expostos à intempérie em um sistema composto por uma estrutura de madeira e um painel de nylon com inclinação de 45°, de acordo com a norma ASTM D 1435-05 [16], com posição geográfica latitude (30° 05' Sul), longitude (51° 11' Oeste) e altitude (174m) sob clima tropical úmido na cidade de Porto Alegre RS (INMET, 2015), os dados foram monitorados durante o tempo de exposição [17]. As características do sistema utilizado para expor os compósitos a envelhecimento natural é mostrado na Figura 1.



**Figura 1.** Sistema utilizado para a exposição dos compósitos à intemperismo natural

Na Tabela 2, são mostrados resultados das variáveis climatológicas analisadas de acordo com dados obtidos do Instituto Nacional de Meteorologia – INMET [17], e dados do site clima tempo para a cidade de Porto Alegre [18].

**Tabela 2.** Dados das variáveis climatológicas analisadas durante 12 meses

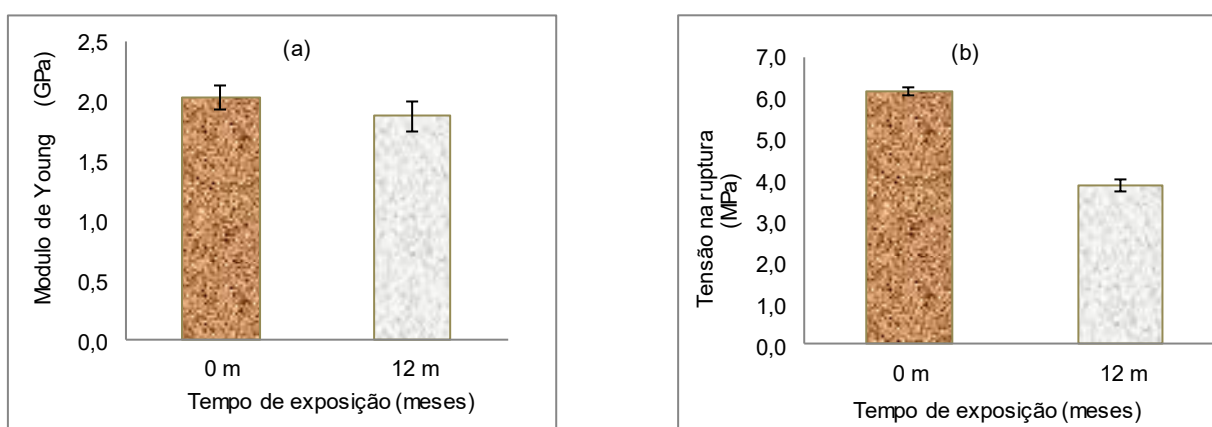
Variáveis climatológicas analisadas		Período de exposição: 09/01/2016 - 09/01/2017
Temperatura	Media mínima	14,9°C
	Menor registrada	6,4 °C
	Media máxima	24,8°C
	Maior registrada	36°C
	Variação média diária	9,6°C
Precipitação	Precipitação media	3,6mm
	Precipitação acumulada	1224mm
Índice UV	IUV médio	7,8
	IUV mínimo registrado	2
	IUV máximo registrado	14

### 2.3 Caracterização

Para a realização dos ensaios mecânicos foram utilizados 7 corpos de prova para cada formulação e realizado antes e depois do intemperismo. O ensaio de tração foi realizado numa máquina universal de ensaios modelo 4200 Instron, de acordo com a norma ASTM D638 [19], usando uma célula de carga de 5 kN e velocidade de 2 mm/min. O ensaio de impacto foi realizado de acordo com a norma ASTM D256 [20], utilizando o teste de impacto Izod, no equipamento CEAST modelo Impactor II, usando martelo de 2,75 J, sem entalhe. Os ensaios mecânicos foram realizados no laboratório de ensaios de materiais poliméricos LAPOL da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LAPOL/UFRGS).

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Figura 2 são apresentados os resultados do ensaio de tração dos compósitos antes e depois da exposição.



**Figura 2.** Resultados do ensaio de tração dos compósitos PPr/FB antes e depois do intemperismo: **(a)** Módulo elástico e **(b)** tensão na ruptura.

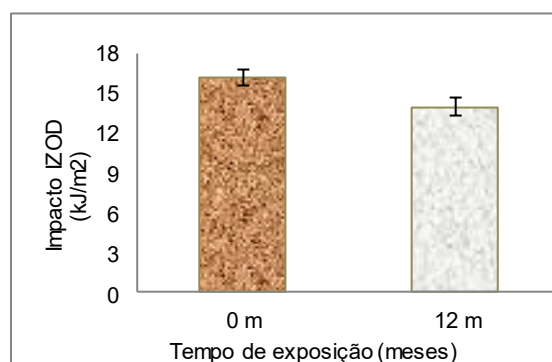
Na Figura 2 (a) observe-se que todos os compósitos expostos apresentaram uma pequena queda no módulo de Young depois de 12 meses que corresponde aproximadamente a um 8%, já na Figura 2(b) correspondente a tensão na ruptura, os compósitos depois da exposição apresentaram maior queda equivalente a 42 %.

Depois de 12 meses de exposição, todos os compósitos apresentaram um decréscimo no seu desempenho mecânico. Estes resultados estão relacionados com as condições climáticas que estes compósitos enfrentaram: durante as estações verão e outono foi observado um período caracterizado por condições atmosféricas consideradas como extremas, assim os compósitos expostos enfrentaram altos índices de precipitação, altas temperaturas, IUV considerado como extremo de acordo com a OMS, de acordo com as condições climáticas mencionadas anteriormente. Estas condições levaram a uma degradação foto-oxidativa; que podem ter favorecido à degradação hidrolítica e *stress cracking* devido às altas precipitações. O fenómeno de tenso fissuramento conhecido como *stress cracking* é decorrente de dois fatores estar atuando na amostra, solicitação mecânica e um fluido (precipitação da chuva) [21].

Os compósitos ficaram expostos durante as quatro estações do ano, além das condições climáticas mencionadas anteriormente, enfrentaram o inverno marcado por uma média de temperaturas mais baixas, ondas de frio e redução de chuva; e a primavera caracterizada por prolongamento de temperaturas baixas, temperaturas altas e menor precipitação.

O decréscimo das propriedades mecânicas são consequência de vários fatores climáticos, sendo o mais relevante o da ação da luz UV proveniente da radiação solar [22]. A diminuição de propriedades mecânicas à tração em compósitos termoplásticos reforçados com fibras vegetais, expostos a intemperismo natural, também foi observado por outros autores [23]-[27]. A redução nos valores do módulo de Young apresentado pelos compósitos em função do tempo de exposição, pode ser devido à degradação como resultado da cisão de cadeias [23], porém, a queda no módulo nos compósitos de PPr/FB expostos não foi muito significativa, já na tensão na ruptura a queda foi maior.

Na Figura 3 são apresentados resultados da resistência ao impacto em função do tempo de exposição.



**Figura 3.** Resultados do ensaio de impacto em função do tempo de exposição

Em relação à energia de absorção ao impacto, também se observa uma queda nos compósitos depois de 12 meses de exposição, porém, se trata de uma queda não muito significativa que corresponde a 9 %. Assim como mencionado anteriormente, esta queda é devida às condições climatológicas acontecidas durante o tempo que os compósitos permaneceram expostos.

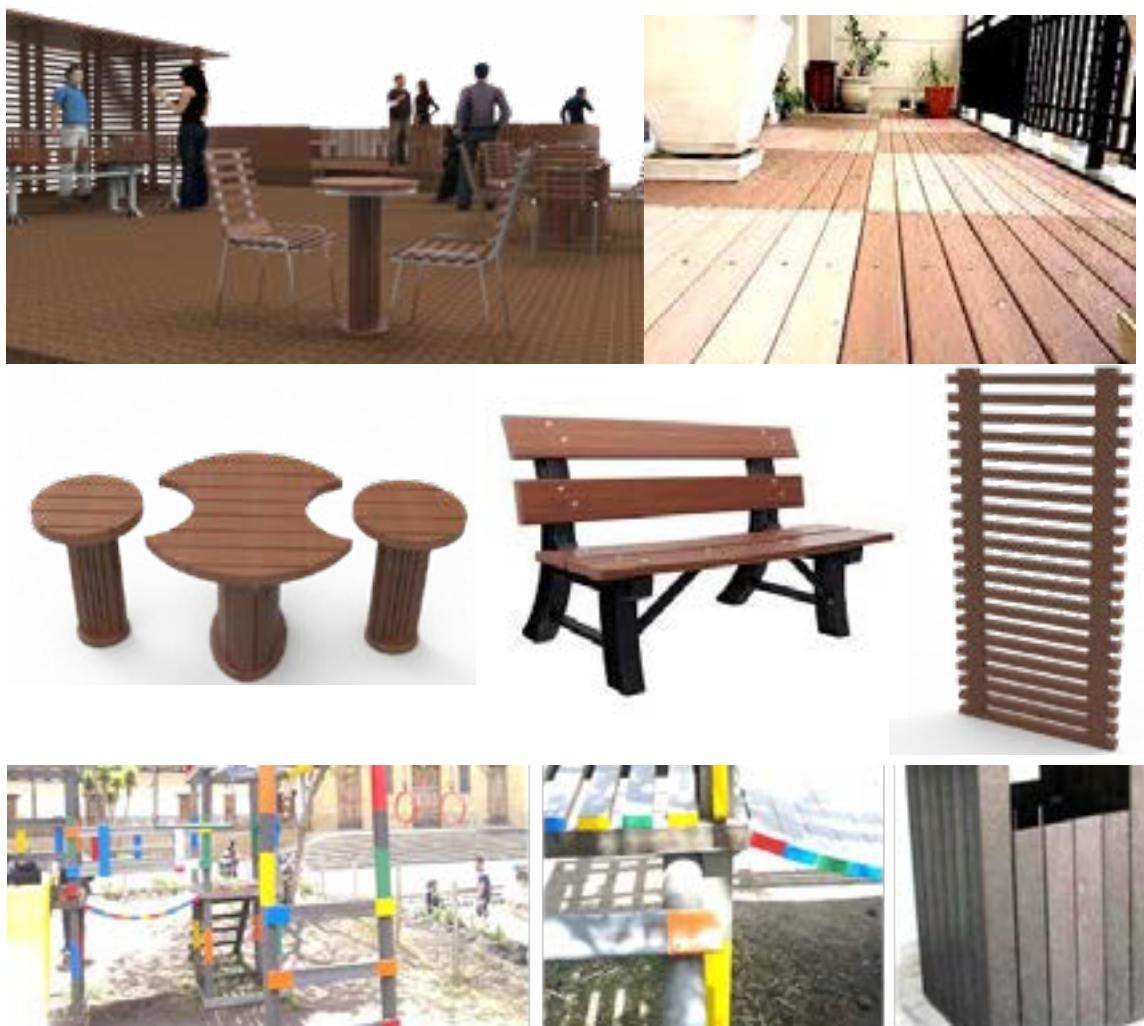
### 3.2 Opções de aplicação do PPr/FB no design de produtos expostos a intempérie natural

O material compósito PPr/FB faz parte de uma classe materiais com os atributos da madeira e dos polímeros, tais como facilidade de processamento, características interessantes para aplicações que solicitam baixa absorção de água, resistência à umidade, a insetos, ao intemperismo, possibilidades de usar parafusos e pregos. Desta maneira, se apresenta como uma alternativa para substituir ou complementar materiais convencionais no design de produtos.

As características mecânicas apresentadas pelo compósito PPr/FB, indicam que este material pode ser uma opção frente ao uso de materiais convencionais de maior impacto ambiental no design de produtos expostos a intempérie natural. Na Figura 4 se apresentam algumas opções de aplicação deste material para o design de produtos expostos a intempérie natural, dentro destas se encontra o design de mobiliário urbano, decks, playgrounds, lixeiras, entre outros.



É preciso mencionar que um dos principais propósitos do design contemporâneo é projetar soluções para a geração de uma sociedade orientada à sustentabilidade, neste sentido, na etapa de seleção de materiais para um determinado produto, a melhor alternativa é o uso de matérias com características sustentáveis.



**Figura 4.** Opções de utilização do compósito no design de produtos expostos a intemperismo natural

#### 4. CONCLUSÕES

- Os compósitos de PPr/FB mostraram um pouco de sensibilidade ao intemperismo natural, assim as propriedades mecânicas mostraram uma diminuição não muito significativa, isto é, a resistência frente à exposição ao intemperismo natural, deste tipo de compósitos podem ser melhoradas com o uso de aditivos protetores principalmente frente à radiação UV
- O uso de PP reciclado surge como uma opção ao uso de matriz de PP virgem para a produção de compósitos termoplásticos reforçados com fibras de bambu, sendo uma alternativa com benefícios ambientais para o design de produtos expostos a intemperismo natural.

#### *Agradecimentos*

Os autores agradecem ao CNPQ pela ajuda financeira à pesquisa, à RESAG-SIBRATEC à UFRGS e ao LAPOL por permitir a realização dos ensaios, à UNIVALLE pelo incentivo à pesquisa.

### Referências Bibliográficas

- [1] GUADANINI, M-A. Madeiras plásticas como materiais alternativos para madeiras naturais. Dissertação de mestrado em Ciência e Tecnologia de Polímeros. Universidade Federal do Rio de Janeiro, (2001).
- [2] GUAMÁ, F.; COSTA, R.; ROCHA, H.; ISENSEE, F.; Futuro, L. Lixo plástico – de sua produção até a madeira plástica. XXVIII Encontro nacional de Engenharia de Produção “A integração de cadeias produtivas com a abordagem da manufatura sustentável. Rio de Janeiro. 13 – 16 de outubro de 2008
- [3] BLEDZKI, A.; LETMAN, M.; VIKSNE, A.; RENCE L. A comparison of compounding and wood type for wood fiber – PP composites. *Composites par A* . 789- 797 (2008) 36.
- [4] ASTM D6662-13. Standard Specification for Polyolefin-Based Plastic Lamber Decking Boards
- [5] BASAR, Y.; ITSKOV, M .; ECKSTEIN, A. Composite laminates: nonlinear interlaminar stress analysis by multi-layer Shell elements. *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.* 367-397. (2000) 185
- [6] MAREK. A.; KAPRÁLKOVA. L.; SCHMIDT. P.; PFLEGER. J.; HUMLÍČEK. J.; POSPÍŠIL. J.; PILAR. J. Spatial resolution of degradation in stabilized polystyrene and polypropylene plaques exposed to accelerated photodegradation of heat aging. *Polymer Degradation and Stability*. 444-458 (2006) 91.
- [7] BERTIN, D.; LEBLANC, M.; SYLVAIN, R.; SIRI, D. Polypropylene degradation: Theoretical and experimental investigations. *Polymer Degradation and Stability*. 782-791 (2010) 95.
- [8] DECKER, C. Photodegradation of PVC in: *Degradation and stabilization of PVC*. Springer Netherlands. 81-136 (1984).
- [9] WHITE, J.; TURNBULL, A. Review – weathering of polymers: mechanisms of degradation and stabilization. testing strategies and modeling. *Journal of Materials Science*. 584-613 (1994) 29.
- [10] RABELLO, M.; WHITE, J. Fotodegradação do polipropileno. Um processo essencialmente heterogêneo. *Polímeros: Ciência e Tecnologia – Abr/Jun* (1997).
- [11] MANO, E.; PACHECO, E.; BONELLI C. *Meio Ambiente. Poluição e Reciclagem*. Ed: Edgard Blücher. São Paulo (2005).
- [12] SINGH, B.; SHARMA, N. Mechanistic implications of plastic degradation. *Polymer Degradation and Stability*. 561-584 (2008) 93 .
- [13] RIVATON, A.; GARDETTE, J.; MAILHOT, B.; THERLAS, S. (*Basics aspects of polymer degradation*. *Macromol. Symp.* 129-146 2005) 225.
- [14] ESPI, E.; SALMERÓN, A.; FONTECHA, A.; GARCÍA, Y.; REAL, A. The effect of different variables on the accelerated and natural weathering of agricultural films. *Polymer Degradation and Stability*. 2150-2154 (2007) 92.
- [15] FELDMAN, D. Polymer Weathering: Photo-Oxidation. *Journal of Polymers and the Environment*. 163-173 (2002) 10 (4)
- [16] American Society for Testing Materials ASTM D 1435-05 Standard Practice for aoutdoor Weathering of Plastics.
- [17] [www.inmet.gov.br](http://www.inmet.gov.br) (acesso em 10 de janeiro de 2016 até 09 de janeiro de de 2017)
- [18] [www.climatempo.com.br/previsao-do-tempo/cidade/363/portoalegre-rs](http://www.climatempo.com.br/previsao-do-tempo/cidade/363/portoalegre-rs) (acesso em 10 de janeiro de 2016 até 09 de janeiro de de 2017).
- [19] American Society for Testing Materials ASTM D 638-10 Standard Test Method for Tensile e Properties of Plastics.
- [20] American Society for Testing Materials ASTM D 256-00 Standard Test Methods for Determing the Izod Pendulum Impact Resistance of Plastics.
- [21] [www.portoalegre.rs.gov.br/ceic/](http://www.portoalegre.rs.gov.br/ceic/) (acesso em 30 de maio de 2017)

[22] DOMINGOS, Y.; ROCHA, M.; FELIPE, R-C.; FELIPE, R-N. Avaliação do comportamento mecânico do compósito polimérico reforçado com fibras de vidro quando expostas a envelhecimento natural. 22º CBECiMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. novembro 2016 Natal. Brasil.

[23] JOSEPH, P-V.; RABELLO, M.; MATTOSO, L.; JOSEPH, K.; THOMAS, S. Environmental effects on the degradation behavior of sisal fibre reinforced polypropylene composites. Composites Science and Technology. 1357-1372 (2002) 62.

[24] BLEDZK, A-K, REIHMAANE, S.; GASSAN, J. Properties and modification methods for vegetable fibers for natural fiber composites. Journal of applied Polymers Science.1329-1336 (1996) 59.

[25] KRASOWSKA, K.; BRZESKA, J.; RUTKOWSKA, M.; JANIK, H.; SADASIVAN, M.; GODA, K.; THOMAS, S. Environmental degradation of ramie fibre reinforced biocomposites. Polish Journal of Environmental Studies Vol. 19 937-945 (2010) 19 (5).





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## AVALIAÇÃO DA POSSIBILIDADE DE APLICAÇÃO DA ENERGIA SOLAR PARA PRÉ AQUECIMENTO DE ÁGUA EM CALDEIRAS INDUSTRIAIS

Anna Caroline Michaeli Lisbôa <sup>(1)</sup>

Lucas Machado da Silva <sup>(2)</sup>

José de Souza <sup>(3)</sup>

### RESUMO

No atual panorama energético onde existe a diminuição das chuvas e como consequência a redução da energia gerada por hidrelétricas, aumentou significativamente o custo da energia gerada por esse tipo de recurso. Diante deste cenário, a energia solar apresenta-se como uma alternativa em constante avanço, no Brasil e no mundo. Por meio deste trabalho, será apresentado uma avaliação da possibilidade de um sistema de geração de energia térmica, para pré-aquecimento da água dos geradores de vapor industriais como forma de redução do uso de combustíveis não renováveis no sistema, considerando os equipamentos e materiais necessários, assim como uma análise comparativa de eficiência do equipamento e redução do consumo de materiais não renováveis utilizados no sistema atual.

**Palavras-chave** — Geração de energia, energia solar, aquecimento de água, caldeiras industriais, combustíveis não renováveis.

### 1. INTRODUÇÃO

O Brasil é um país privilegiado sob o aspecto energético, pois seu relevo, hidrografia e clima tropical permitem o aproveitamento das diversas fontes renováveis de energia, como a hidráulica, biomassa, eólica e solar (BELUCO et al., 2008).

Atualmente, temas relacionados à degradação do meio ambiente e às mudanças climáticas têm feito parte frequente de discussões entre cientistas, órgãos governamentais e no mundo empresarial. Nesse contexto, a questão energética é preocupação urgente, já que os processos convencionais de geração de energia elétrica estão entre os principais responsáveis pelas emissões de gases de efeito estufa (COSTA et al., 2013).

<sup>(1)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; Faculdades Integradas de Taquara (FACCAT), Taquara/RS – Brazil, annalisboa@sou.faccat.br

<sup>(2)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; Faculdades Integradas de Taquara (FACCAT), Taquara/RS – Brazil, lucasmachado@sou.faccat.br

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Fundação Liberato, Novo Hamburgo/RS - Brazil, josesouza@liberato.com.br

O aumento da demanda de energia, tem por consequência o crescimento no custo dos combustíveis fósseis e a preocupação com o meio ambiente, que motivaram um avanço considerável na geração de energia a partir de recursos renováveis. Por isto, atualmente, investe-se muito em formas de obtenção de energia que agridem menos o ecossistema, conseguindo satisfazer as necessidades da sociedade e das indústrias. Diante deste cenário, a transformação da energia solar encaminha-se como uma tecnologia em constante avanço pelo mundo (RISPOLI, 2001).

Segundo Gore (2010, p. 32) “a civilização humana e o ecossistema terrestre estão entrando com choque, e a crise climática é a manifestação mais proeminente, destrutiva e ameaçadora deste embate”, isto porque a humanidade usou recursos naturais da Terra para suprir suas necessidades energéticas, sem pensar no impacto que poderiam ser causados no meio ambiente.

Com a elevada demanda de energia, os combustíveis fósseis se tornaram a principal fonte de energia, principalmente o petróleo e o gás natural por possuírem alto potencial energético e exercerem uma considerável influência sobre o desenvolvimento das tecnologias industriais, agrícolas e de transportes que se baseiam os processos produtivos, modelos econômicos e os costumes da própria sociedade moderna (SENGER, 2015).

As tendências de crescimento do consumo de combustíveis fósseis são insustentáveis do ponto de vista ambiental e não deveriam ser mantidas a longo prazo com o intuito de reduzir o impacto sobre as mudanças globais. A International Energy Agency (IEA) em sua publicação World Energy Outlook-2013 apresentou um prognóstico de crescimento de 56% no aproveitamento desse tipo de combustível até 2040 em nível global (LOAIRE et al., 2009).

Senger (2015) ainda acrescenta, que a necessidade de fontes de energia alternativas ao uso do gás natural e o petróleo, tem conduzido pesquisas acerca de novos combustíveis que gerem menor impacto ambiental e sejam viáveis comercialmente e industrialmente. É a partir dessas premissas que se baseia o estudo do uso da energia solar fotovoltaica, como uma fonte energia renovável e ambientalmente limpa. Considerando o cenário apresentado, o estudo propõe o uso da energia solar fotovoltaica para o pré-aquecimento da água usada nas caldeiras industriais para geração de vapor, buscando alternativas praticáveis para minimizar o uso de combustíveis fósseis para o aquecimento completo do sistema.

## 2. REVISÃO TEÓRICA

### 2.1. Energia Solar

Segundo Hinrichs e Kleinbach, dos Reis (2010) o Sol pode ser considerado uma grande fornalha em forma esférica, por ser uma fonte de energia tão intensa. O núcleo solar pode atingir temperaturas próxima dos quarenta milhões de graus centígrados e sua superfície pode atingir seis mil graus célsius. Devido à grande distância que as separa e a desproporcionalidade que ocorre entre os astros, apenas uma fração reduzida da energia do Sol atinge a Terra.

De acordo com Branco (1999) “essa pequena parcela, no entanto, representa 4 trilhões de megawatts hora por dia, ou seja, quase 30 mil vezes a quantidade total de energia produzida e consumida pelos engenhos domésticos, industriais ou agrícolas no mundo todo. Quase 60% dessa energia são novamente devolvidos ao espaço, por reflexão, ou absorvidos pela atmosfera, constituindo a energia dos ventos, tufões e tempestades. Algo mais que 40% chegam à superfície do solo e dos oceanos. Essa parcela representa uma quantidade de energia equivalente a cerca de 5 ou 6 milhões de vezes a que é produzida pelas potentes usinas de Itaipu, no Rio Paraná, uma das maiores instalações hidrelétricas do mundo”. O satélite Rhesi realiza espectroscopia de imagens de explosões solares no faixa de energia de 3 keV a 17 MeV com alta temporalidade, espacial e resolução espectral (LIN E RHESI TEAM, 2002).

### 2.2. Radiação Solar

De acordo com Cresesb (2006), antes de atingir o solo, as características da radiação solar (intensidade, distribuição espectral e angular) são afetadas por interações com a atmosfera devido aos efeitos de absorção e espalhamento. Estas modificações são dependentes da espessura da

camada atmosférica, também identificada por um coeficiente denominado "Massa de Ar" (AM), e, portanto, do ângulo Zenital do Sol, da distância Terra-Sol e das condições atmosféricas e meteorológicas.

Nem toda a radiação solar que atinge as camadas mais externas da atmosfera terrestre consegue chegar ao nível do solo. A maior parte é refletida de volta ao espaço ou absorvida pela atmosfera, e somente uma pequena parcela chega à superfície, parcela esta que pode ser decomposta em duas componentes, a componente de feixe ou componente direta e a energia difusa ou componente difusa (CRUZ, 2001).

O autor ainda acrescenta que no caso de superfícies receptoras não horizontais, mais uma componente da radiação se manifesta, refletida pelo ambiente – rochas, plantas e demais obstáculos existentes nas proximidades da superfície refletora. O coeficiente de reflexão destas superfícies é denominado de "albedo".

Cruz (2001) completa que a radiação solar nunca vai ser captada de forma constante e homogênea, principalmente devido ao movimento de rotação da Terra, que proporciona a alternância entre dias e noites. Além disso, as variações climáticas oriundas da passagem das estações do ano, os períodos de maior nebulosidade ou dias chuvosos contribuem para a grande variação na intensidade da captação e isso sempre leva às dificuldades relativas ao dimensionamento do sistema mais apropriado de estocagem da energia resultante do processo de conversão.

A insolação é a medida de radiação solar que incide sobre a superfície da terra – e é ela que alimenta as placas solares fotovoltaicas (CRUZ, 2001).

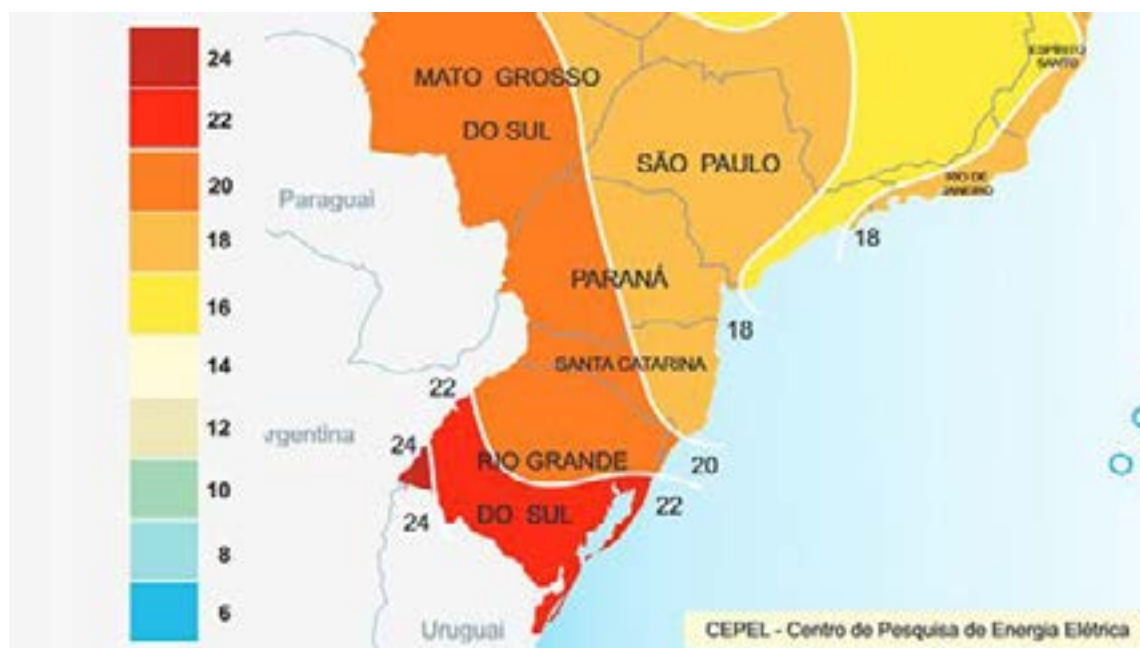
É possível a observação do gráfico do Atlas Brasileiro de Energia Solar, no qual o Rio Grande do Sul possui uma razoável taxa de insolação anual e a sua incidência ocorre de maneira sazonal durante todo o ano, como pode ser observado na Figura 1 que mostra a taxa de radiação solar média anual nas regiões do mapa brasileiro.



**Figura 1:** Taxa de radiação solar média anual. Fonte: PEREIRA et al., (2006).



Na Figura 2 é possível observar o destaque nas áreas laranjas do mapa, para Região Metropolitana de Porto Alegre e seus municípios de entorno como Canoas, Esteio, Viamão. São Leopoldo e Novo Hamburgo e a Região da Serra, conduzida por cidades como Caxias do Sul e Bento Gonçalves e ainda a Região das Hortênsias, formada pelos municípios turísticos de Gramado, Canela e Nova Petrópolis e para o Litoral Norte (CEPEL, 2014).



**Figura 2:** Taxa de insolação: Referência média histórica para as regiões Sul e Sudeste. Fonte: CEPEL, 2014.

Atualmente o país do mundo onde a energia solar fotovoltaica possui mais aplicações é a Alemanha. Mas o Brasil possui uma taxa anual de insolação cerca de 2 vezes mais alta do que a Alemanha. Ou seja, no Brasil o investimento em energia solar se paga cerca de 7 vezes mais rápido do que diversos países europeus (CEPEL, 2014).

De acordo com Cepel (2014) a média de horas de insolação no RS gira em torno de 150 a 250 horas, tendo seus picos nos meses quentes. Essa média garante uma excelente cobertura solar, propiciando altas cargas para placas e módulos solares.

O decreto nº 52.964, de 30 de março de 2016, do Governo do Rio Grande do Sul, isenta de ICMS a mini e a microgeração de energia para consumo próprio, ou seja, investir em geração própria de energia se tornou ainda mais barata para a sociedade gaúcha. Essa iniciativa é uma parte do Programa RS Energias Renováveis, que ainda possui como metas ampliar o acesso a linhas de financiamento para quem quiser investir na geração de energia limpa.

### 2.3. Tecnologias Fotovoltaicas

Em busca de novas tecnologias para o uso de energias renováveis, os sistemas fotovoltaicos encontram-se em crescente utilização. Com isso, tem-se explorado novos materiais e realizado pesquisas para o avanço da tecnologia fotovoltaica (CEMIG, 2012).

A conversão de energia fotovoltaica é de uma única etapa, convertendo a energia da luz em energia elétrica. Esse efeito, relatado por Edmond Becquerel, em 1839, é o aparecimento de uma diferença de potencial nos extremos de uma estrutura de material semicondutor, produzida pela absorção da luz (CRESESB, 2006).

Os painéis solares, ou módulos, são os principais componentes do sistema fotovoltaico de geração de energia. Estes são formados por um conjunto de células fotovoltaicas associadas, eletricamente, em série e/ou paralelo, dependendo das tensões e/ou correntes determinadas em

projeto. O conjunto destes módulos é chamado de gerador fotovoltaico e constituem a primeira parte do sistema, ou seja, são os responsáveis no processo de captação da irradiação solar e a sua transformação em energia elétrica (PEREIRA & OLIVEIRA, 2011).

De acordo com Machado e Miranda (2014), a maioria dos módulos fotovoltaicos de silício monocristalino, também denominados de células, são obtidos a partir de fatias de um único grande cristal, mergulhados em silício fundido. Neste processo, o cristal recebe pequenas quantidades de boro formando um semicondutor dopado do tipo “p”<sup>8</sup>. A esse semicondutor, após seu corte, é introduzido impurezas do tipo “n”<sup>9</sup>, expostas a vapor de fósforo em fornos com altas temperaturas, garantindo confiabilidade e eficiência aos produtos (CEMIG, 2012).

Segundo Ruther (2004), a eficiência do módulo fotovoltaico p-Si é menor que a do silício monocristalino, mesmo sendo fabricados pelo mesmo material. Isto, pois, ao invés de ser formado por um único cristal, é fundido e solidificado, resultando em um bloco com grandes quantidades de grãos ou cristais, concentrando maior número de defeitos. Em função destes, o seu custo é mais baixo quando comparados às células monocristalinas.

Diversos estudos elaborados nesta área têm direcionado a fabricação dos filmes finos a utilizarem diferentes materiais semicondutores e técnicas de deposição. Por exemplo, em camadas finas de materiais silício e outros, sob uma base que pode ser rígida ou flexível. Entre os materiais mais estudados estão o silício amorfo (VILLALVA e GAZOLI, 2012).

Em comparação às demais tecnologias fotovoltaicas, os filmes finos apresentam a grande vantagem de consumir menos matéria prima e menos energia em sua fabricação,

tornando muito baixo o seu custo. Além disso, a reduzida complexidade na fabricação torna mais simples os processos automatizados, favorecendo sua produção em grande escala (VILLALVA e GAZOLI, 2012).

Apesar dessa vantagem, “convertem fótons em elétrons de forma menos eficiente do que as células de cristais únicos de silício” (GORE, 2010, p.70).

Segundo a Cepel e Cresesb (2014), as células orgânicas ou poliméricas representam a mais recente das tecnologias fotovoltaicas, estando, ainda, em fase de pesquisa e desenvolvimento, teste e produção em pequena escala.

Esta tecnologia baseia-se na utilização de um semicondutor orgânico, o qual é responsável pela absorção de luz, geração, separação e transporte de cargas. Alguns destes dispositivos são produzidos pela mistura de um polímero condutor e um derivado de fulereno (ALVES, 2011).

Para Alves (2011), as células orgânicas podem ser consideradas uma alternativa promissora para a conversão de energia solar a baixo custo.

#### 2.4. Eficiência das Células Fotovoltaicas

Em condições laboratoriais ou condições padrões de teste, CTP (radiação solar padrão de 1000W/m<sup>2</sup>, temperatura padrão de 25° Celsius e espectro solar AM=1,5), com o atual estado da arte da tecnologia, é possível produzir células individuais de cristal de silício, com eficiência superior a 24%. Ainda assim, devido a contínuas pesquisas no campo das células solares, o valor teórico alcançável da eficiência se direciona aos 30%. Porém, comercialmente, a eficiência é de apenas 13 a 19% podendo chegar em 24% nos próximos anos (SEVERINO e OLIVEIRA, 2010).

Eberhardt (2005) afirma que alguns fatores, como as definições das condições padrões, medição da curva corrente-tensão, fonte de iluminação, medida de área e sensor de referência, influenciam na determinação da eficiência. Adicionalmente, tem-se que: “O rendimento das células depende de diversos fatores e a operação em módulo possui eficiência global inferior à eficiência das células individuais devido ao fator de empacotamento, à eficiência ótica de cobertura do módulo e, à perda nas interconexões elétricas das células e ao descaso nas características das células (SEVERINO e OLIVEIRA, 2010, p.299).”

Os valores do rendimento dos módulos fotovoltaicos são fornecidos pelos seus fabricantes.

Alguns rendimentos, de acordo com a tecnologia e/ou matérias das células, podem ser vistos no Tabela 1.

**Tabela 1:** Rendimento médio obtidos em células e módulos fotovoltaicos.

<b>Materiais e/ou Tecnologias</b>	<b>Células</b>	<b>Módulos</b>
Silício monocristalino – m-Si	14 a 25%	14 a 21%
Silício policristalino – p-Si	20%	13 a 16.5%
Orgânicas	12%	7 a 12%
Filmes finos	9 a 16%	7 a 13%

Fonte: Severino e Oliveira (2010) – adaptado.

## 2.5 Geradores de Vapor

As caldeiras industriais são os equipamentos responsáveis pela queima dos combustíveis e a geração de energia térmica, que eleva a temperatura da água e a transforma em vapor. De acordo com o Conselho dos Proprietários de Caldeiras Industriais dos Estados Unidos (CIBO, 1997), a eficiência das caldeiras está atrelada a quatro características:

- i) ao tipo de combustível queimado;
- ii) ao sistema de combustão;
- iii) ao design de construção do equipamento;
- iv) ao sistema operacional de controle de vapor.

Dunn e Du (2009) propuseram um algoritmo que minimiza o custo de produção de vapor de acordo com a taxa de alimentação das caldeiras para diferentes tipos de combustíveis.

## 2.6 Combustíveis

Podem ser citados como exemplo de combustíveis naturais o petróleo e o carvão fóssil, enquanto derivados do petróleo, coque e carvão vegetal são considerados combustíveis artificiais. Os combustíveis possuem uma capacidade de liberar energia que podem ser por unidade de massa ou volume (poder calorífico) que variam de acordo com a composição de cada combustível (BAZZO, 1995).

A tabela 2 mostra o poder calorífico superior entre alguns combustíveis usados a na indústria na geração de vapor de água.

**Tabela 2:** Correlação existente entre alguns combustíveis usados a nível industrial.

<b>Combustível</b>	<b>Poder calorífico superior (KJ/kg)</b>	<b>tEP (1 tEP = 43 GJ)</b>
Óleo combustível	43800	0,99
Lenha (base seca)	16000	0,36
Carvão fóssil	19000	0,43
Bagaço de cana	9400	0,21
Gás natural	51800	1,18

Fonte: Bazzo (1995) – adaptado.



Os combustíveis mais utilizados na geração de vapor são os sólidos de origem natural, como a lenha, carvão e carvão fóssil. De acordo, com a região são utilizados o bagaço de cana, resíduos industriais como serragem e casca de arroz. A lenha é largamente usada a nível industrial, porém planos de manejo são necessários para sua extração, assim como a estruturação de um sistema de reflorestamento. O carvão e o petróleo também contribuem para o amplo emprego de combustíveis em caldeiras (BAZZO, 1995).

Segundo Bazzo (1995) os combustíveis gasosos também podem ser classificados como naturais e artificiais. O gás natural é um exemplo, no qual é obtido em campos petrolíferos e apresentam características bem variáveis. Os gases provenientes de fermentação de detritos, como ocorre nos pântanos também são considerados como naturais, porém seu uso na indústria é restrito. Gases obtidos em processos industriais como GLP (gás liquefeito de petróleo), hidrogênio, gás de óleo, entre outros são considerados como artificiais.

## 2.7 Análise do Rendimento Energético

Segundo Bizzo (2003) “o rendimento térmico de uma caldeira é calculado como a razão entre a energia transferida à água para convertê-la em vapor e o consumo de energia contido no combustível. Há duas maneiras de realizar o cálculo de rendimento energético em geradores de vapor: pelo método direto e pelo método indireto. O método indireto tem sido o preferido, uma vez que fornece resultados mais confiáveis”.

Segundo Buecker (2002), o cálculo do rendimento pelo método direto corresponde ao produto da vazão mássica de vapor e mudança de entalpia entre o estado inicial e final da água, dividida pela energia térmica liberada com o consumo do combustível. Isto é:

$$\text{nMD} = \text{mv} (\text{h}_v - \text{h}_a) / \text{mcPC} \quad (1)$$

Onde,

nMD - Eficiência pelo método direto;

mv - Vazão mássica de vapor, [kg/s];

h<sub>v</sub> - Entalpia do vapor produzido, [kJ/kg];

h<sub>a</sub> - Entalpia da água de entrada, [kJ/kg];

mc - Vazão mássica de combustível, [kg/s];

PC - Poder calorífico do combustível, [kJ/kg].

Este método tem a vantagem de permitir um cálculo mais rápido. No entanto, devido às mudanças temporárias que podem acontecer na vazão mássica de vapor, o método pode se tornar menos confiável (BUECKER, 2002).

De acordo com Bizzo (2003), “as perdas de calor envolvidas na operação de uma caldeira convencional são: perdas pelos gases de combustão liberados pela chaminé, perdas por radiação e convecção com o ambiente, perdas por purgas de condensado, perdas pela retirada das cinzas e perdas pela combustão parcial do combustível”.

As perdas de calor pelas cinzas, purgas, vapor de nebulização (se houver) e as perdas pelas paredes, representam menos que 2% da energia que é fornecida pela combustão na fornalha. Com isso, pode-se considerar o valor de 2% para essas perdas, facilitando o cálculo (BAZZO, 1995).

Segundo Bazzo (1995), as perdas de calor pela chaminé representam a principal parcela do sistema gerador de vapor. Estas perdas podem ser divididas em perdas atribuídas aos gases secos formados na combustão e ao vapor de água presente na chaminé. A parte da perda pelos gases secos é representada por:

$$q_{gs44/12} = c.\Delta h_{CO_2} + 2.s.\Delta h_{SO_2} + [0,7685.m^*ar + n].\Delta h_{N_2} + (e - 1).m^*ar.\Delta h_{ar} \quad (2)$$

Onde:

c - Teor de carbono (kg/kg cb)

s - Teor de enxofre (kg/kg cb)

n - Teor de nitrogênio (kg/kg cb)

e - Coeficiente de excesso de ar

m\*ar - Massa estequiométrica de ar (kg/kg cb)

$\Delta h_{CO_2}$  - Entalpia do CO<sub>2</sub> (kJ/kg)

$\Delta h_{SO_2}$  - Entalpia do SO<sub>2</sub> (kJ/kg)

$\Delta h_{N_2}$  - Entalpia do N<sub>2</sub> (kJ/kg)

$\Delta h_{ar}$  - Entalpia do ar (kJ/kg)

As perdas de calor pelas cinzas levam em conta a entalpia dos resíduos em cada local de extração:

$$Q_{cz} = z. \Delta h_{cz} \quad (3)$$

Onde:

q<sub>cz</sub> - Calor sensível perdido com as cinzas (kJ/kg cb);

z - Teor de cinzas do combustível (kg/kg cb);

$\Delta h_{cz}$  - Entalpia das cinzas (kJ/kg).

A combustão parcial é uma consequência de queimadores ou fornalhas mal projetadas ou operadas. Normalmente, os problemas aparecem quando o ar de combustão não é fornecido em quantidade suficiente, produzindo CO e carbono não queimado.

As perdas por combustão parcial são determinadas medindo a quantidade de monóxido de carbono presente nos gases de combustão e também a quantidade de carbono não queimado que é arrastada para o cinzeiro:

$$q_{cp} = cnq.[33900 + \Delta h_c] + 126. V_{gs}. \%CO . \quad (4)$$

Onde:

q<sub>cp</sub> - Calor perdido por combustão parcial (kg/kg cb);

cnq - Relação carbono não queimado/combustível (kg/kg cb);

$\Delta h_c$  - Entalpia do carbono (kJ/kg);

%CO - Porcentagem de monóxido de carbono em volume;

V<sub>gs</sub> - Volume de gases na base seca (m<sup>3</sup>n/kg cb).

As perdas pelas purgas representam um valor pequeno em relação a outras perdas de calor do sistema. Esta pode ser calculada mediante a expressão:

$$Q_{pg} = m \cdot p_g \cdot (h_{ls} - h_a). \quad (5)$$

Onde:

$q_{pg}$  - Calor sensível perdido com as purgas (kW);

$h_{ls}$  - Entalpia do líquido saturado (kJ/kg);

$h_a$  - Entalpia da água de alimentação (kJ/kg).

E o autor finaliza afirmando, que as perdas de calor por radiação e convecção representam também uma parcela pequena no cálculo do rendimento. Em termos gerais, costuma-se utilizar 0,5 a 1% do calor total disponível no combustível.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

O estudo proposto surgiu a partir da necessidade da conservação de energia com utilização de fontes sustentáveis que apresente redução significativa nos gastos energéticos, através da redução do uso de combustíveis não renováveis, inserindo a água pré-aquecida no sistema das caldeiras industriais, minimizando assim a utilização de combustíveis não renováveis.

A aplicação da pesquisa deu ênfase ao aspecto qualitativo experimental, buscando interpretar os dados de consumo energético e combustíveis não renováveis de uma indústria localizada na cidade de Canela (RS) que possui em seu processo produtivo uso de caldeiras industriais, geradoras de vapor de água.

O cálculo do rendimento térmico da caldeira foi estudado utilizando o método indireto, em uma caldeira do modelo Mepan MDS/GF-14.3, de ano de fabricação desconhecido pelos autores. O gerador de vapor possui capacidade de vapor de 12.000 kg/h sendo sua pressão de trabalho de 12 bar.

Com base nos registros de operação da caldeira, foram obtidos os dados experimentais envolvendo as características dos fluxos que entram e saem do gerador de vapor. A empresa da caldeira em análise possui relatórios técnicos com medições dos gases de chaminé e consumos de combustível. Com as informações coletadas realizou-se um balanço de massa na caldeira, determinando-se também a quantidade de ar realmente utilizada.

**Tabela 3:** Dados de Operação da Caldeira.

<b>Temperatura de Referência</b>	<b>25 °C</b>
Pressão de Referência	1 bar
Pressão de Trabalho	12 bar
Temperatura dos Gases Secos	309 °C
Temperatura das Purgas de Condensado	180 °C
Temperatura da Água de Alimentação da Caldeira	48 °C
Concentração de O <sub>2</sub>	18 % b.s
Concentração de CO	597 % b.s
Umidade do Combustível	20 %
Poder Calorífico Inferior do Combustível	12122 kJ/kg

A quantidade de combustível (lenha em toras) gasta foi determinada pelo levantamento de massa do consumo mensal. Neste estudo foi realizado o levantamento do consumo de lenha no mês



de abril de 2018, conforme pode ser observado na Tabela 4.

**Tabela 4:** Dados de Consumo de Toras de Madeira em abril.

Semana 01	1528 kg
Semana 02	1388 kg
Semana 03	1829 kg
Semana 04	1949 kg
Semana 05	1289 kg

### 3.1 Balanço de Massa

Com base nos dados obtidos na Tabela 3, foi encontrada uma taxa mássica de consumo de combustível de 1596 kg, o que equivale a  $m_{cb} = 0,445$  kg/h. A quantidade de ar seco que entra na caldeira foi encontrada a partir da expressão:

$$m_{ar\ seco} = R_{mar} * m_{cb} \quad (6)$$

Na qual a relação mássica de ar/combustível ( $R_{mar}$ ) foi determinada pela equação:

$$R_{mar} = \varnothing * x * 4,76 * 29 / 100 \quad (7)$$

A massa de umidade presente no ar foi encontrada através da equação abaixo. Onde, a umidade específica do ar, representada pelo símbolo  $w_{ar}$  é de 0,012 kg água/kg ar seco.

$$m_{war} = w_{ar} * m_{ar\ seco} \quad (8)$$

A vazão mássica de água (mágua) que entra para a combustão foi calculada através da soma da vazão mássica de vapor e a vazão mássica das purgas. Já a vazão mássica de ar úmido ( $m_{ar\ úmido}$ ) foi calculada através da soma da vazão mássica de ar seco mais a vazão mássica de água no ar.

Para as massas de saídas, primeiramente através de relatório foi encontrado a vazão mássica de vapor produzido, representado pelo símbolo  $m_{vapor}$  é de 1,47 kg/h.

Logo em seguida calculou-se a vazão mássica dos gases secos ( $m_{gs}$ ) da combustão, para o cálculo foi necessário encontrar a razão mássica dos gases secos pela equação:

$$R_{mgs} = ar * 44 + br * 28 + fr * 32 + gr * 28 / 100 \quad (9)$$

Multiplicado pela massa do combustível ( $m_{cb}$ ), foi encontrado para a vazão mássica dos gases secos. Para a vazão mássica de água produzida pela combustão ( $m_{wcomb}$ ) foi utilizada a equação abaixo.

$$m_{wcomb} = dr * (18/100) * m_{cb} \quad (10)$$

A vazão mássica de água no combustível ( $m_{wcomb}$ ) multiplicou-se  $w_{cb}$  em porcentagem pela massa do combustível ( $m_{cb}$ ). As purgas ( $m_{purgas}$ ) através do método usado pela indústria em análise, foi determinada que equivale 1% da massa do vapor.

### 3.2 Balanço Térmico

Para calcular o rendimento térmico da caldeira pelo método indireto é necessário saber todas as energias, que entram e saem da caldeira.

Como o combustível possui uma temperatura de 25°C ( $T_{cb} = 25$ ), não existe diferença de entalpia, então calculou-se energia sensível do combustível ( $q_{cb}$ ). O ar que entra na caldeira ( $T_{arseco}$ ) é de 25 °C, entra nessa temperatura, pois o pré aquecedor de ar está isolado, com isso calculou-se a energia sensível do ar seco ( $q_{arseco}$ ).

A energia sensível presente do vapor no ar ( $q_{war}$ ) por estar na temperatura ( $T_{war}$ ) de 25 °C, vale 0.

Energia do ar úmido ( $q_{ar.úmido}$ ) é a soma da energia do vapor no ar mais a energia do ar seco. A energia que entra com a água de alimentação ( $q_{água}$ ) é calculada pela entalpia da água a 50 °C ( $h_{água.ent.}$ ) menos a entalpia da água na temperatura de referência (25 °C), representado por ( $h_{água.ref.}$ ), multiplicado pela massa da água ( $m_{água}$ ) que entra na caldeira.

A energia total fornecida pela combustão ( $q_{comb.}$ ) foi calculada através da multiplicação do poder calorífico superior pela massa de combustível ( $m_{cb}$ ). Com isso, para encontrar a energia total fornecida pela combustão ( $q_e$ ) somaram-se as energias das entradas.

Já para as saídas primeiramente se obteve as entalpias do vapor ( $h_{vapor}$ ), e a entalpia do vapor na temperatura e pressão de referência ( $h_{vapor.ref.}$ ). Para calcular a energia de vapor na saída da caldeira ( $q_{vapor}$ ), multiplicou-se a massa de vapor ( $m_{vapor}$ ) pela diferença de entalpias.

A energia para os gases secos ( $q_{gs}$ ) foi calculada através da diferença de entalpia medida menos a de referência dos elementos químicos gerados na combustão multiplicados pelas suas vazões mássicas. Já a energia da umidade dos gases ( $q_{wg}$ ) foi calculada multiplicando a massa de umidade dos gases ( $q_{wg}$ ) pela diferença de entalpias da água na temperatura que entra menos a de referência.

Para encontrar a energia das purgas multiplicou-se a massa das purgas pela diferença de entalpias. Depois de encontrado todas as energias de saídas somaram-se para encontrar a energia de saída ( $q_s$ ). A diferença entre as energias de entrada e saídas é a energia perdida através das paredes ( $q_{paredes}$ ). Com isso, para a obtenção da eficiência da caldeira (%) foi utilizado a equação do rendimento:

$$\text{Rendimento} = [1 - (q_p / q_e)] * 100. \quad (11)$$

Onde,

$$q_f = q_e;$$

$$q_p = q_e - q_{vapor}.$$

Obteve-se um rendimento térmico de 63,7%.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A partir deste tópico, serão apresentados e discutidos todos resultados obtidos na análise do sistema descrito acima. Dessa forma, apresentam-se os resultados referentes ao balanço de massa e de energia, bem como, o valor do rendimento térmico da caldeira.

#### 4.1 Balanço de Massa

Mediante aos cálculos realizados, sendo que alguns desses dados foram obtidos diretamente do equipamento de controle do sistema, a Tabela 5 apresenta os resultados de balanço de massa.

**Tabela 5:** Dados do Balanço de Massa.

<b>Massa</b>	<b>Vazão mássica (kg/h)</b>
mcb	0,445
magua	1,48
mar.úmido	18,0
mvapor	1,47
mgs	17,9
mcb	0,444
mwcomb	0,240
mpurgas	0,0147

Desta tabela, destacam-se os maiores valores de massa sendo elas: a massa dos gases secos no valor de 17,9 kg/h e massa de ar úmido no valor de 18,0 kg/h. Estes valores mostram onde influenciará em maior percentagem o rendimento térmico final da caldeira.

#### 4.2 Balanço de Energia

A Tabela 6 apresenta dos resultados obtidos para o balanço de energia.

**Tabela 6:** Dados do Balanço de Energia.

<b>Energia</b>	<b>kW</b>
qcb	0
qarseco	0
qwar	0
qar.úmido	0
qágua	1,41
qcomb.	6177
qvapor	3938
qgs	1290
qwg	296
qe	6178
qs	5534
qparedes	644,0



Da tabela 6, destacam-se a energia da combustão e a energia do vapor, onde se tem a maior transferência de energia, com isso é aquela que maior incide sobre o rendimento térmico da caldeira.

#### 4.3 Rendimento Térmico

Com o valor total das perdas de calor no sistema e com o valor da energia fornecida ao gerador, encontra-se uma eficiência térmica de 63,7%. Este valor indica que o gerador de vapor não está operando na faixa ideal de rendimento, que poderia estar entre 75 a 85%.

Com o baixo rendimento tem-se um maior custo de operação para gerar o vapor, pois precisa-se de maior quantidade de lenhas em toras para produzir a mesma quantidade de vapor, o que conseqüentemente gera mais uso de combustíveis não renováveis.

O excesso de ar apresentado nos gases de exaustão através da medição é muito alto, sendo 18% apresentado nas análises dos gases de combustão quase ar puro. Com o excesso de ar muito alto a temperatura de chama é reduzida, com isso aumenta as perdas de calor devido à entalpia dos gases efluentes, reduzindo o rendimento térmico. O excesso de ar deve ser ajustado para que se tenha uma combustão completa do combustível.

A falta de um pré aquecedor abaixa o rendimento térmico, pois o ar para a combustão entra na temperatura ambiente, com o pré aquecedor pode-se utilizar a energia contida nos gases de combustão realizando uma troca de calor. Aumentando a temperatura que entra para a combustão, conseqüentemente aumentando a eficiência térmica do gerador de vapor.

E por fim, a água de alimentação entrar em temperatura maior do que a ambiente, pode ser melhorado aumentando a sua temperatura. Para isso, deve-se armazenar todo o condensado gerado pelas purgas e o vapor não utilizado na linha de produção voltar para o armazenamento. Porém, por ser tratar de um sistema antigo este tipo de modificação custaria muito caro, fazendo com que o sistema ficasse sem atividade por um longo período. Desta forma, sugere-se o uso de um pré aquecedor térmico para a água que entra no sistema, na qual tenha sua temperatura próxima aos 50 °C.

Por se tratar de uma indústria localizada na cidade de Canela (RS), onde o clima transita entre 5 – 30 °C de temperatura durante o ano, na qual existe um longo período de temperatura baixas, a temperatura da água de entrada no sistema pode ser menor que os 25 °C usados como dado para o cálculo proposto.

#### 5. CONCLUSÕES

O sol, como recurso energético possível de gerar energia elétrica, vem ganhando reconhecimento e representatividade na matriz energética brasileira. Uma das tecnologias que utilizam tal recurso conforme apresentado é a energia solar fotovoltaica.

Apesar de ainda apresentar necessidade de incentivos econômicos para se tornar popular, o sistema fotovoltaico já é utilizado em projetos pontuais, como no sistema de iluminação pública.

Os resultados obtidos no estudo, mostram que a caldeira analisada apresenta um rendimento térmico de 64,7%, que é considerado baixo. Este resultado atribuiu-se ao elevado excesso de ar que diminui a temperatura do gás de combustão e, portanto, a capacidade de transferência de calor para a água da caldeira.

Com o baixo rendimento térmico é necessário consumir mais combustível para produzir a mesma quantidade de vapor caso estivesse operando na faixa de operação (75 a 85%) correta, o que gera maiores custos para a produção de vapor e o consumo de combustíveis não renováveis, que impactam diretamente no meio ambiente.

Para melhorar o rendimento, o presente estudo sugere a instalação de um sistema de captação de energia solar para uso no sistema de trabalho das caldeiras industriais. A instalação de placas fotovoltaicas para uso, primeiramente exclusivo, do sistema de aquecimento da água que entra

na caldeira, assim como o aquecimento do ar circulante, proporcionaria um aumento significativo no rendimento dos geradores de vapor.

Além do uso no sistema de pré-aquecimento da água, a energia excedente gerada pela instalação do sistema, pode ser usado para outras aplicações na indústria como: aquecimento de água do refeitório, torneiras dos sanitários, aquecimento das salas administrativas nos períodos de temperaturas climáticas mais baixas.

Por fim, além da importante tarefa de conscientização ambiental e sócio-cultural pelo uso de uma energia limpa e gratuita, a economia de energia convencional proporcionada pela utilização da fonte solar evita desperdícios extraordinários, tanto para a economia e estabilidade energética mundial, como pelas grandes perdas ambientais irreversíveis.

## REFERENCIAS

- ALVES, J. Estudos foto físicos e fotovoltaicos de sistemas polímero-fulereno e nanopartículas de CdSe. Dissertação de Mestrado apresentada ao Instituto de Química da Universidade Estadual de Campinas. Campinas. 2011. 48 f.
- BAZZO, E. Geração de vapor. 2 ed. Florianópolis: UFSC, 1995.
- BELUCO, A.; SOUZA, P. K.; KREZINGER, A. A dimensionless index evaluating the time complementarity between solar and hydraulic energies. *Renewable Energy*, v. 33, p. 2157-2165, 2008.
- BIZZO, W.A. Geração, distribuição e utilização de vapor. Unicamp, 2003.
- BUECKER, B. Basics of Boiler and HRSG Design. Oklahoma: Penn Well Corporation, 2002.
- BRANCO, M.S. Energia e meio ambiente. 15 ed. São Paulo: Moderna, 1999.
- CEMIG - COMPANHIA ENERGÉTICA DE MINAS GERAIS. Alternativas Energéticas: uma visão Cemig. Belo Horizonte: CEMIG, 2012.
- CEPEL – CENTRO DE PESQUISAS DE ENERGIA ELÉTRICA; CRESESB – CENTRO DE REFERÊNCIA PARA ENERGIA SOLAR E EÓLICA SÉRGIO BRITO. Manual de Engenharia para Sistemas Fotovoltaicos. Rio de Janeiro, RJ: Especial 2014.
- COUNCIL OF INDUSTRIAL BOILERS OWNERS - CIBO. Energy efficiency handbook. Edited by Ronald A. Zeitz. Burke: CIBO 1997. 64 p.
- COSTA, A. O.; OLIVEIRA, L. B.; LINS, M. P. E.; SILVA, A. C. M.; ARAÚJO, M. S. M.; PEREIRA JÚNIOR, A. O. et al. Sustainability analysis of biodiesel production: A review on different resources in Brazil. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, v. 27, p. 407-412, 2013.
- CRESESB. Energia Solar: princípios e aplicações. Rio de Janeiro, 2006. Disponível em: [www.cresesb.cepel.br](http://www.cresesb.cepel.br). Acesso em 15 de abril de 2018.
- CRUZ, D. Meio Ambiente e Energia Solar. São Paulo: Ática, 2001.
- DUNN, A. C.; DU, Y. Y. Optimal load allocation of multiple fuel boilers. *ISA Transactions*, v. 48, p. 190-195, 2009.
- EBERHARDT, D. Desenvolvimento de um Sistema Completo para Caracterização de Células Solares. Dissertação de Mestrado apresentada à Escola de Engenharia da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. 2005. 104 f.
- GORE, A. Nossa escolha: um plano para solucionar a crise climática. Barueri, São Paulo: Manole, 2010.
- HINRICHS, Roger A.; KLEINBACH, Merlin; DOS REIS, Lineu Belico. Energia e meio ambiente. Tradução técnica: Lineu Belico dos Reis, Flávio Maron Vichi, Leonardo Freire Mello. São Paulo: Cengage Learning, 2010.
- LIN, R. P.; RHESSI Team. Rhesse observations of particle acceleration in solar flares. In: Wilson, A. (Ed.). *Solar Variability: From Core to Outer Frontiers*. [S.l.: s.n.], 2002. (ESA Special Publication, v. 506), p. 1035–1044.
- LOAIRE, S. R.; ASNER, G. P.; FIELD, C. B. Boosted carbon emissions from Amazon deforestation. *Geophysical Research Letters*, v. 36, L14810, 2009.
- MACHADO, C.; MIRANDA, F. Energia Solar Fotovoltaica: Uma breve revisão. *Revista virtual de química*. Niterói, RJ, vol. 7, n. 1, p. 126-143, 14, out. 2014.

PEREIRA, Enio Bueno; MARTINS, Fernando Ramos; ABREU, Samuel Luna de; RÜTHER, Ricardo. Atlas Brasileiro de Energia Solar. São José dos Campos, SP: INPE, 2006.

PEREIRA, F.; OLIVEIRA, M. Curso técnico instalador de energia solar fotovoltaica. Porto: Publindústria, 2011.

RISPOLI, G. A. I. Estudo de o aproveitamento da energia solar para aquecimento de água em edificações unifamiliares de baixa renda. Campinas: UNICAMP, 2001.

RUTHER, R. – Edifícios solares fotovoltaicos: o potencial de geração solar fotovoltaica integrada a edificações urbanas e interligadas a rede elétrica pública no Brasil. Florianópolis, SC: Labsolar, 2004.

SENGER, Renan. Análise do rendimento térmico de uma caldeira alimentada com lenhas em toras. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Ponta Grossa, 2015.

SEVERINO, M.; OLIVEIRA, M. Fontes e Tecnologias de Geração Distribuída para Atendimento a Comunidades Isoladas. Energia, Economia, Rotas Tecnológicas: textos selecionados, Palmas, ano 1, p. 265-322, 2010.

VILLALVA, M.; GAZOLI, J. Energia solar fotovoltaica: conceitos e aplicações. São Paulo: Erica, 2012.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## AVALIAÇÃO DA CAPACIDADE DE GERAÇÃO DE ENERGIA ELÉTRICA EM SISTEMA FOTOVOLTAICO INSTALADO EM EMPRESA DO VALE DO PARANHANA

Adriel Luiz Telles <sup>(1)</sup>

Ezequiel Krech Ferreira <sup>(2)</sup>

José de Souza <sup>(3)</sup>

### RESUMO

Instalações de sistemas de energia solar fotovoltaica estão crescendo como uma alternativa renovável e promissora para gerar energia elétrica. O presente artigo visa comparar o potencial de geração de energia de uma usina solar fotovoltaica instalada em uma empresa Vale do Paranhana/RS com o consumo de energia elétrica fornecida pela concessionária. Houve ainda a demonstração da composição da tarifa de energia elétrica atualmente utilizada pela empresa, servindo de informação para caso haja o desejo de ser realizar um posterior cálculo de retorno dos investimentos. As conclusões obtidas são de que o cálculo de dimensionamento da usina possivelmente não levou em consideração os dados de consumo da empresa, de modo que a expectativa dos investidores pode não ser integralmente atendida.

**Palavras chave — Usina, fotovoltaica, dimensionamento, energia.**

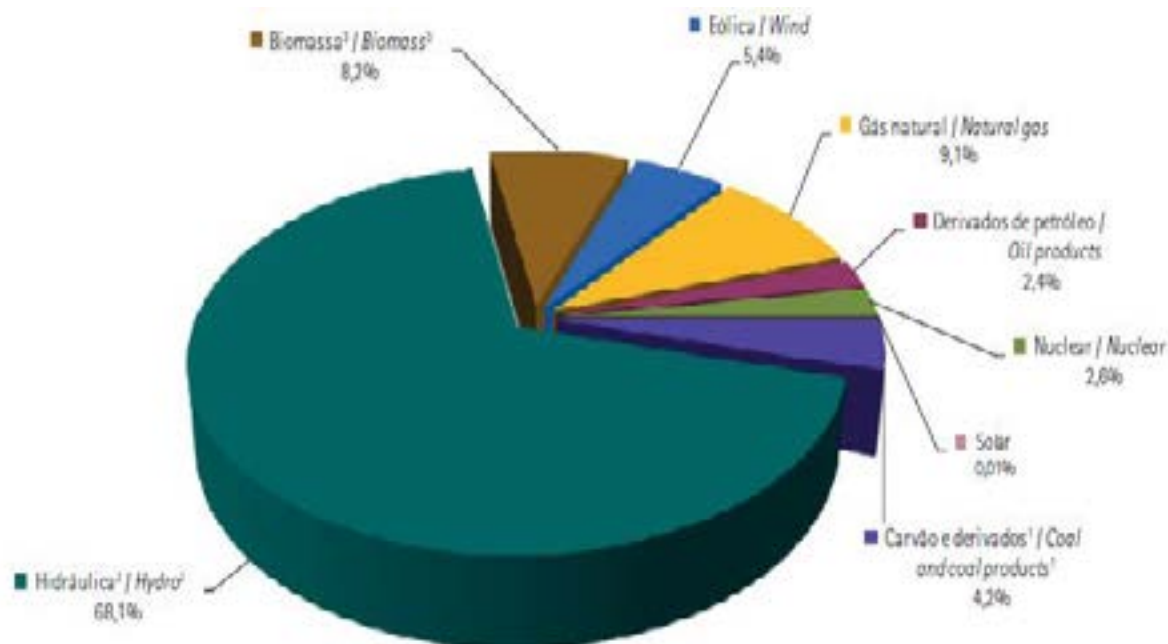
### 1. INTRODUÇÃO

O uso de tecnologia fotovoltaica para geração de energia elétrica através da energia solar é uma alternativa bastante estudada no Brasil, isso ocorre porque o país apresenta grande potencialidade de exploração desse recurso em todo o território com irradiação média de 1200 e 2400 kWh/m<sup>2</sup>/ano (LIMA, 2014). No ano de 2016, a micro e a minigeração distribuída de energia elétrica atingiu o número de 104,1 GWh com uma potência instalada de 72,4 MW, sendo que a fonte solar fotovoltaica que soma a maior parcela geração (53,6 GWh) e da potência instalada (56,9 MW) (BEN, 2017). Quando comparada a outras fontes, a energia vinda do processo de geração fotovoltaica ainda representa uma parcela muito pequena do total geral, na casa de 0,01%, conforme o gráfico da Figura 1.

<sup>(1)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; Faculdades Integradas de Taquara (FACCAT), Taquara/RS – Brazil, [adriel@sou.faccat.br](mailto:adriel@sou.faccat.br)

<sup>(2)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; Faculdades Integradas de Taquara (FACCAT), Taquara/RS – Brazil, [ezequiel.krech@sou.faccat.br](mailto:ezequiel.krech@sou.faccat.br)

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Fundação Liberato, Novo Hamburgo/RS - Brazil, [josesouza@liberato.com.br](mailto:josesouza@liberato.com.br)



**Figura 1:** Oferta Interna de Energia Elétrica por Fonte. (Adaptado de BEN, 2017).

Segundo ANEEL (2005), de forma direta, a radiação solar pode ser: (i) usada como fonte de energia térmica, para aquecimento de ambientes e de fluidos e para geração de potência mecânica ou elétrica; e (ii) convertida diretamente em energia elétrica, por meio de efeitos sobre materiais, dentre os quais o termoelétrico e fotovoltaico.

Para o intervalo de tempo pode ser considerada suficientes para efeito das primeiras avaliações dos recursos solares, inicia-se o projeto de sistemas solares e análise de viabilidade inicial. No projeto detalhado de avaliação dos finais recursos, diversos padrões e instalação de instrução das tarefas de dispositivos apropriados para avaliação de recursos e medições no local por um período de pelo menos um ano e análise horária da radiação solar (ABDO T. e MOHAMED. EL-S, 2013).

Com a publicação da resolução 482/2012 da Agência Nacional de Energia Elétrica (ANEEL), ficaram delimitada condições para a conexão de sistemas de micro e minigeração às redes de distribuição, bem como a possibilidade de criação de um processo de compensação de energia elétrica. Através deste, o cliente que gera energia pode “creditar-se” em períodos onde sua produção for maior que à sua demanda. A geração distribuída no Brasil passou a ser uma realidade a partir desse documento (GOETZE, 2017).

O presente trabalho busca estimar a quantidade de energia elétrica que será gerada através de um sistema fotovoltaico instalado numa empresa situada na região do vale do Paranhana no estado do Rio Grande do Sul, mais precisamente na cidade de Taquara. O projeto foi executado a partir de uma decisão baseada em dados de caráter comercial, apresentados pela empresa contratada (que por motivos de confidencialidade será chamada de “Empresa B”) sem uma revisão teórico-científica por parte da empresa contratante (que por motivos de confidencialidade será chamada de “Empresa A”) antes da implementação do sistema.

Para validar de forma técnica a efetividade e a adequação do conjunto instalado na “Empresa A”, será usado um referencial teórico que levará em conta o mapeamento da incidência solar no Brasil com ênfase na região da instalação. O objetivo da pesquisa será alcançado se a partir dela for possível avaliar a capacidade de geração de energia elétrica do conjunto instalado na “Empresa A” e, com isso calcular, o quanto ele atende a demanda por potência da empresa.

## 2. REVISÃO TEÓRICA

### 2.1. Mapeamento de incidência solar

O aproveitamento da capacidade econômica do uso da energia solar tem suas expectativas e

oportunidades dependentes de informações válidas sobre o potencial disponível e sobre a sua variabilidade em razão de fatores naturais e antropogênicos. Existem métodos para a apuração dos recursos de energia solar: a utilização de radiômetros em conjunto com técnicas de interpolação dos dados de radiação coletados; e o uso de modelos computacionais para determinação de estimativas da radiação solar incidente por meio de relações empíricas ou da solução da equação de transferência radiativa na atmosfera (MARTINS et al., 2017). A fim de catalogar uma série de dados satelitais e ser um instrumento amplamente utilizado por investigadores e empreendedores da área de energia solar, o INPE (Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais) e o CCST (Centro de Ciência do Sistema Terrestre), através do LABREN (Laboratório de Modelagem e Estudos de Recursos Renováveis de Energia), todos organismos governamentais, lançaram no ano de 2017 a segunda edição do Atlas brasileiro de energia solar (PEREIRA et al., 2017). Esse atlas se baseia no modelo numérico para avaliação da irradiância solar na superfície chamado de BRASIL SR, desenvolvido pelo próprio LABREN, onde os dados são validados por meio de comparação com valores medidos em superfície em estações da rede SONDA (Sistema de Organização Nacional de Dados Ambientais). Segundo Tiepolo (2015), o modelo BRASIL-SR usa informações de nebulosidade extraídas de imagens de satélite GOES (geoestacionário) e de dados climatológicos de variáveis ambientais e, com isso, modela a composição da atmosfera e os processos radiativos que nela ocorrem. A figura 2 demonstra o fluxograma simplificado das informações que baseiam a estimativa realizada por este modelo.



**Figura 2:** Fluxograma Simplificado das Informações do Modelo Brasil SR. (Adaptado de Tiepolo, 2015).

## 2.2 Tarifas de energia elétrica

No caso investigado por esta pesquisa, se trata de um estabelecimento industrial com compra de demanda (“Demanda Contratada”), cujo enquadramento se dá na estrutura tarifária Convencional. Esse tipo de serviço exige um contrato específico com a concessionária, na qual se pactua um único valor da demanda pretendida pelo Consumidor.

Há uma demanda de potência ativa que deve ser obrigatoriamente e continuamente disponibilizada pela concessionária, no ponto de entrega, conforme valor e período de vigência



contrato de fornecimento e que deverá ser integralmente paga.

Em que pese não esteja expressamente previsto na Resolução 456, permite-se que sejam contratados dois valores diferentes de demanda, um para o período seco e outro para o período úmido. A fatura de energia elétrica desses consumidores é composta da soma de parcelas referentes ao consumo (na ponta e fora dela), demanda e ultrapassagem.

Ainda, com relação a tarifa Convencional espera-se que o preço de energia elétrica seja formado pelos custos incorridos desde a sua geração até a chegada ao consumidor, na tomada elétrica. É importante entender também, que a energia elétrica é um bem essencial ao qual não se paga apenas pelo consumo, mas também pela sua disponibilidade praticamente perene. Desta forma, espera-se que o preço seja suficiente para arcar com os custos de despesas de operação e expansão de todo o conjunto que compõem o sistema elétrico. Estes custos devem cobrir as operações diárias e os investimentos realizados na rede, que tem como objetivo eliminar menores tempos para eventuais conserto e baixos índices de falhas (ANEEL, 2005).

Ressalta-se que os custos com a aquisição da energia são aqueles decorrentes da contratação de montantes de energia por meio de leilões regulados, ou seja, a distribuidora de energia compra uma determinada quantidade de energia elétrica suficiente para o atendimento de seu mercado cativo. Os custos com energia são alocados com a chamada Tarifa de Energia (TE) e repassados integralmente aos consumidores, sem qualquer margem de lucro.

Os custos relativos ao uso do sistema de distribuição estão incluídos na Tarifa de Uso do Sistema de Distribuição (TUSD), tais como as despesas de capital e os custos de operação e manutenção das redes de distribuição.

Os custos relativos ao uso do sistema de transmissão e alguma encargos setoriais são arrecadados por meio da Tarifa de Uso do Sistema de Transmissão (TUST).

Segundo a (ANEEL 2005), é obrigação da concessionária levar energia até o consumidor, seja ele pessoa física ou jurídica, pois a empresa de energia elétrica possui custos que devem ser cobertos pela tarifa de energia. De modo geral, a conta de luz inclui o ressarcimento de três custos distintos:



**Figura 3:** Composição do Custo de Energia. (Adaptado de ANEEL, 2015).

A partir da edição de Lei nº 10.848/2004, o valor da geração de energia comprada pelas distribuidoras para revender aos seus consumidores passou a ser determinado em leilões públicos, sendo um impeditivo para que as distribuidoras possam comprar livremente e energia a ser revendida, sem qualquer publicidade dos valores.

O transporte de energia dos pontos de geração até o consumidor final é um monopólio natural, eis que a competição nesse mercado não traz qualquer benefício. Por esse motivo, a ANEEL trabalha e fiscaliza para que as tarifas desse segmento sejam compostas apenas pelos custos efetivos relacionados com o serviço prestado e para que se tenha tarifas mais justas.

Contudo, adicionado a esses custos, existem os encargos e os tributos que não são criados ou instituídos pela ANEEL, mas sim por força de lei. Alguns desses encargos e tributos incidem somente sobre os custos da distribuição, enquanto outros estão embutidos nos custos de geração e transmissão.

Isto é, quando a conta de luz chega ao consumidor, ele paga a compra da energia (remuneração do gerador), a transmissão (os custos da empresa transmissora) e a distribuição (serviço prestado pela distribuidora), acrescido dos encargos e tributos determinados por Lei, os quais

são destinados e beneficiam ao Poder Público, em âmbito Federal, Estadual e Municipal.

Com relação aos Tributos Federais, tem-se o Programa de Integração Social (PIS) e a Contribuição para o Financiamento da Seguridade Social (COFINS), que são cobrados pela União para manutenção de programas voltados ao trabalhador e para atender a programas sociais do Governo Federal.

O Tributo Estadual limita-se ao Imposto sobre a Circulação de Mercadoria e Serviços (ICMS), previsto no artigo 155 da Constituição Federal (BRASIL, 1988). Como o próprio nome já diz, esse imposto incide sobre as operações relativas à circulação de mercadorias e serviços. O ICMS é regulado pelo código tributário de cada estado, isto é, estabelecido em lei pelas casas legislativas e, por isso, variam de Estado para Estado. A distribuidora tem a obrigação de realizar a cobrança do ICMS direto na fatura e repassá-lo integralmente ao Governo Estadual.

A forma de cálculo do PIS, COFINS e ICMS é feita pela chamada cobrança “por dentro”, onde a concessionária, ao receber os valores dos referidos tributos cobrados nas contas de energia, discrimina os tributos para recolher à União e os tributos que integram a própria base de cálculo para transferir aos Estados, conforme as leis sobre as quais incidem suas respectivas estaduais correspondentes, a parte alíquotas equivalente ao ICMS.

$$\text{Valor a ser cobrado do consumidor} = \frac{\text{Valor da tarifa publicada pela ANEEL}}{1 - (\text{PIS} + \text{COFINS} + \text{ICMS})}$$

**Figura 4:** Valor dos Impostos (Adaptado de ANEEL, 2015).

Os Tributos Municipais, por sua vez, referem a Contribuição para Custeio de Iluminação Pública, previsto no artigo 149-A da Constituição Federal de 1988, estabelecendo que, entre as competências dos municípios, está dispor, conforme lei específica aprovada pela Câmara Municipal, a forma de cobrança e a base de cálculo da CIP. Logo, é atribuição do Poder Público Municipal toda e qualquer responsabilidade pelos serviços de projeto, implantação, expansão, operação e manutenção das instalações de iluminação pública. Neste caso, a concessionária apenas arrecada a taxa de iluminação pública que é revertida em benefício do município.

Pelo gráfico abaixo, é possível verificar que o valor do custo de transmissão foi o item que mais cresceu nos mercado da energia elétrica desde o ano de 2001 (125,34%). Esse aumento pode ser atribuído aos altos investimentos realizados na rede básica (alta tensão) para permitir o fluxo de energia entre as diversas regiões do País, com o objeto de aumentar a confiabilidade do sistema elétrico nacional frente à disponibilidade de água nos reservatórios das usinas hidrelétricas. Contudo, é necessário que esse item representa apenas 5,96% do valor da conta de luz, sendo que esse investimentos são essenciais para permitir a transferência de energia entre as regiões nos períodos de escassez de chuvas.

Pelo mesmo gráfico, observa-se que o segmento que mais cresceu (cerca de 108,11%) foram os encargos e tributos que representam mais de 33,27% do valor da conta de luz, sendo o item de maior impacto. A Distribuição (75,5%) e a Compra de Energia (103,94%) tiveram menor crescimento, mas ainda assim esse aumento foi superior à inflação do período.

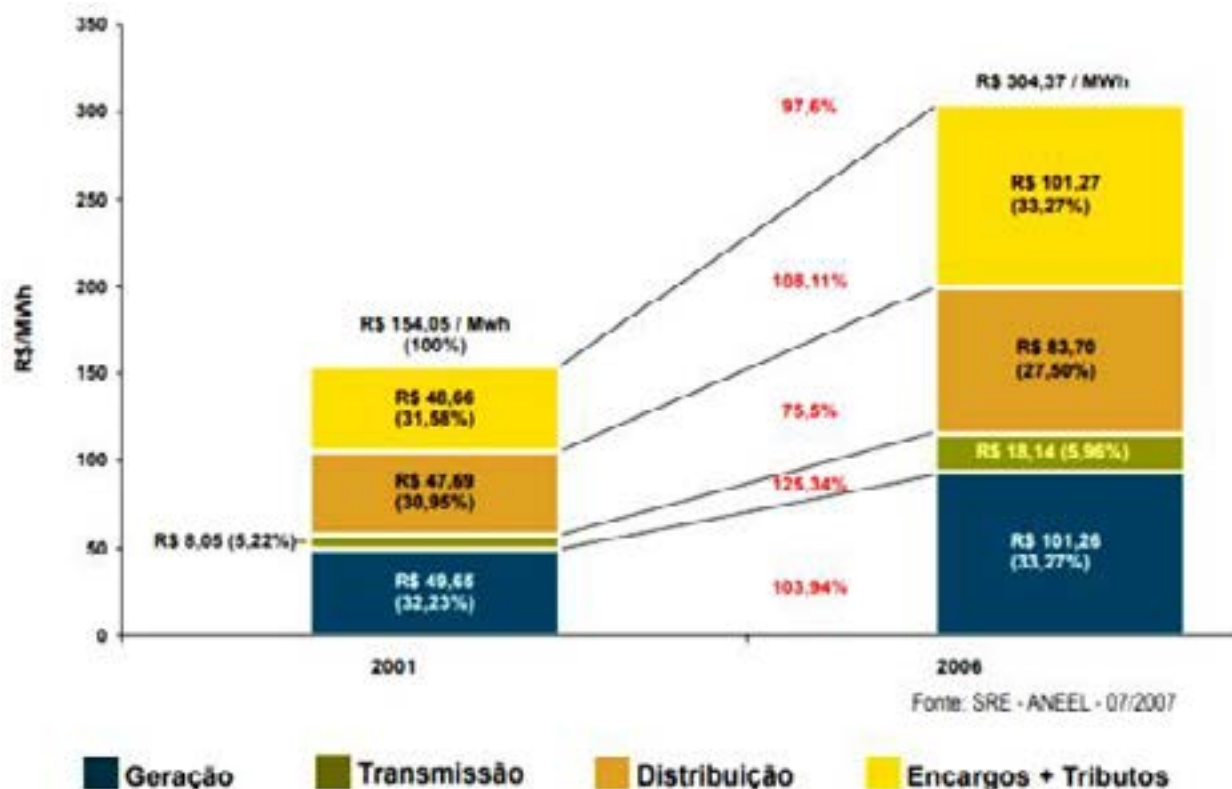


Figura 5: Cálculo da Tarifa Média (Adaptado de ANEEL, 2015).

### 2.3 Cálculos de retorno de investimento

Mesmo que sejam consideradas todas as vantagens da energia solar fotovoltaica, há ainda a dúvida de que o custo benefício de se investir em um sistema fotovoltaico não compensa. Por esta razão, segue abaixo um estudo sobre os ganhos econômicos com a instalação de uma energia limpa e sustentável.

Alguns autores, entre eles Lemes Júnior, Rigo e Cherobim (2002), Brigham e Ehrhardt (2012) abordam o *payback* como um método de análise capaz de evidenciar o tempo necessário para recuperar o investimento inicial. Este método considera o valor do dinheiro no tempo, pois utiliza uma taxa de desconto para verificar o número exato de períodos, em que o projeto recupera o valor inicial investido. Normalmente, essa taxa de desconto usada é a taxa mínima de atratividade, a qual é determinada pelo próprio investidor como parâmetro para remuneração de seu capital.

O tempo de retorno do investimento em energia solar, que também é chamado de *payback*, representa o tempo necessário para que o custo de instalação se pague e, a partir de então, comece a dar lucro para o proprietário. Para fazer este cálculo, é necessário fazer o levantamento do custo total do investimento e dividi-lo pela economia proporcionada mensalmente, conforme a Equação 1. Cálculo de *Payback*.

$$\text{Payback (meses)} = \text{Investimento (R\$)} / \text{Energia gerada (kWh/mês)} \times \text{Valor da tarifa} \quad (1)$$

O cálculo do retorno de um sistema de energia solar fotovoltaico deve levar em consideração o investimento total realizado e a geração média mensal do sistema fotovoltaico (produção de energia em kWh). No Brasil, o *payback* varia bastante em função da radiação solar e tarifas cobradas, sendo que, quanto maiores estes valores, menor será o *payback* do sistema. Como o retorno depende de fatores como a tarifa da energia elétrica da cidade, o fornecedor contratado e o tamanho do sistema a ser instalado, cada caso precisa ser estudado individualmente, podendo variar bastante o *payback*.

Outra forma de compreender o benefício obtido pela aquisição de um sistema de energia fotovoltaica



é por meio do cálculo da taxa de retorno sobre o investimento. Para calcular qual a taxa de retorno anual, basta verificar qual é a proporção entre a economia obtida anualmente através do sistema e o investimento realizado, conforme a equação 2. Cálculo da Rentabilidade.

$$\text{Rentabilidade} = \text{Economia} / \text{Investimento} \quad (2)$$

O Custo Nivelado de Energia é uma métrica para definir o custo de produção de energia por uma determinada fonte de geração. Assim, pode ser utilizada para comparação entre diferentes fontes de energia. Para este cálculo também são levados em consideração todos os custos da produção ao longo da vida útil do sistema, citando como exemplos: (i) em relação à produção de energia por uma fonte de energia não renovável, como os combustíveis fósseis, esse valor é definido pelo custo da obtenção do combustível, da manutenção da usina, etc.; (ii) em relação a energia fotovoltaica, incluem-se os custos dos materiais, projeto, instalação, manutenção, entre outros, ao longo de 25 anos de vida útil do sistema (sendo que o sistema continuará gerando após este período). Cálculo do Custo Nivelado de Energia.

$$\text{Custo Nivelado de Energia} = \text{Investimento (R\$)} / \text{Energia total gerada (kWh)} \quad (3)$$

Esta métrica permite entendermos um sistema fotovoltaico como um grande pacote de energia, pelo qual será pago um determinado valor e que lhe proporcionará uma determinada quantidade de energia. Perceba que o valor obtido pelo Custo Nivelado de Energia é em reais por kWh gerado, ao passo que pode ser diretamente comparado com o valor da tarifa de energia que é paga pelo consumidor.

Desta forma, verifica-se que o investimento em um sistema de energia fotovoltaica possui retorno econômico para a empresa, além de se tratar de uma energia limpa e renovável, embora existam muitas dúvidas e questionamentos sobre o alto valor a ser despendido.

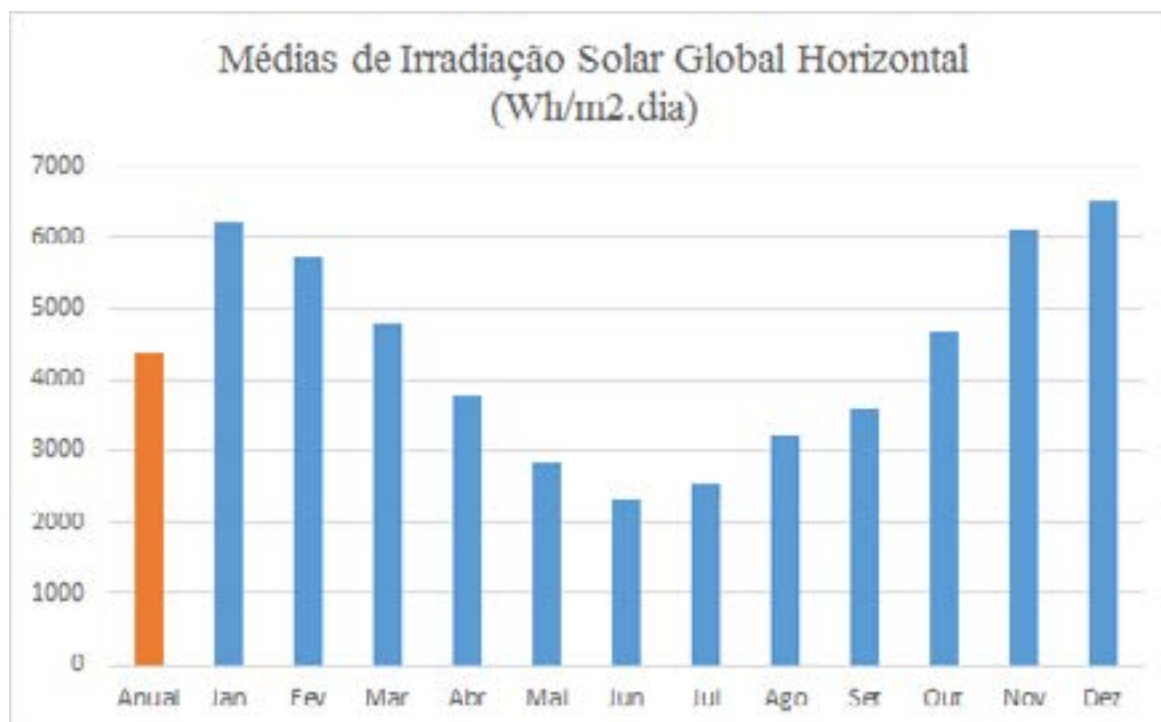
### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

O presente estudo caracteriza-se como pesquisa exploratória, realizada por meio de um estudo de caso em uma indústria localizada no Estado de Rio Grande do Sul. Martins e Theóphilo (2007) afirmam que a pesquisa exploratória é a abordagem adotada quando se busca maiores informações sobre determinado assunto. Os autores complementam descrevendo que é aquela que possui flexibilidade no planejamento e é indicada em casos onde se tem poucas informações sobre o objeto de pesquisa. Ainda sobre a pesquisa exploratória, Gil (2008) salienta que ela proporciona maior familiaridade com o problema, tornando o objetivo mais explícito. O estudo de caso consiste no estudo aprofundado de um ou de poucos objetivos, de modo que possibilite o conhecimento amplo e detalhado (GIL, 2008).

Este estudo de caso contou com dados coletados diretamente na indústria chamada de “Empresa A”, através de contas de energia elétrica, dados técnicos de painéis fotovoltaicos importados diretamente para instalação do sistema e documentos dos dispositivos instalados na solução vendida pela “Empresa B”.

Após, foram realizadas análises técnicas do sistema propostos pelo fornecedor, com a realização de cálculos da geração de energia com base nas informações coletadas na própria empresa, quais sejam: a) Localização da instalação se encontra; b) Radiação solar no local de acordo com a localização da edificação; c) Dados de dimensionamento do sistema instalado; d) Potência dos painéis solares; e) Rendimento dos painéis solares; f) Potência dos Inversores; g) Rendimento dos inversores; h) Consumo de energia por parte da “Empresa A”. Para localização do ponto de instalação do sistema foi utilizado o aplicativo Google Maps onde se alcançou dos dados de latitude e longitude nas seguintes coordenadas: 29°41'23.5"S e 50°48'51.2"W (-29.68986111 S e -50.81422222 W, na forma decimal). Estes dados foram localizados na tabela de irradiação solar global horizontal do Atlas

Brasileiro de Energia Solar. Nesta busca, as coordenadas consideradas foram na latitude -29,700500 e na longitude de -50,849000, que eram referências mais próximas apresentadas no banco de dados. Os resultados deram origem ao gráfico explícito pela Figura 5.



**Figura 6:** Gráfico da irradiação solar global horizontal no ponto de instalação da usina (Adaptado de Atlas Brasileiro da Energia Solar, 2017).

#### 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os dados do sistema instalado na “Empresa A” seguem a as informações da Tabela 1.

**Tabela 1:** Dados Técnicos da Usina Instalada. (“Empresa B”, 2017).

Dados da Usina Instalada	
Potência Instalada Total (kWp):	300
Área Total da Usina (m²):	1.652
Nº de Arranjos:	59
Nº de Placas por Arranjo	18
Módulos da Usina Fotovoltaica:	1062
Potência de Pico Considerada (kW):	6,4
Potência de Pico dos Módulos (kWp)	345
Potência de Pico dos Inversores (kWp)	50
Quantidade Total de Inversores	6

As placas solares instaladas na usina adquirida pela “Empresa A” são do modelo 330P fornecidas pela empresa Canadian Solar e possuem uma potência de máxima de geração de 330W,

conforme dados da Figura 7.

ELECTRICAL DATA   STC*					MECHANICAL DATA	
CS6U	325P	330P	335P	340P	Specification	Data
Nominal Max. Power (Pmax)	325 W	330 W	335 W	340 W	Cell Type	Poly-crystalline, 6 inch
Opt. Operating Voltage (Vmp)	37.0 V	37.2 V	37.4 V	37.6 V	Cell Arrangement	72 (6×12)
Opt. Operating Current (Imp)	8.78 A	8.88 A	8.96 A	9.05 A	Dimensions	1960×992×40 mm (77.2×39.1×1.57 in)
Open Circuit Voltage (Voc)	45.5 V	45.6 V	45.8 V	45.9 V	Weight	22.4 kg (49.4 lbs)
Short Circuit Current (Isc)	9.34 A	9.45 A	9.54 A	9.62 A	Front Cover	3.2 mm tempered glass
Module Efficiency	16.72%	16.97%	17.23%	17.49%	Frame Material	Anodized aluminium alloy
Operating Temperature	-40°C ~ +85°C				J-Box	IP68, 3 diodes
Max. System Voltage	1000 V (IEC) or 1000 V (UL)				Cable	4.0 mm <sup>2</sup> (IEC), 12 AWG (UL), 1160 mm (45.7 in)
Module Fire Performance	TYPE 1 (UL 1703) or CLASS C (IEC 61730)				Connector	T4 series
Max. Series Fuse Rating	15 A				Per Pallet	26 pieces, 635 kg (1400 lbs)
Application Classification	Class A				Per Container (40' HQ)	624 pieces
Power Tolerance	0 - + 5 W					

**Figura 7:** Dados Técnicos das Placas Solares Instaladas (Adaptado da Ficha Técnicas das Placas Instaladas, 2018).

Sabendo que estas placas estão em 59 arranjos de 18 peças cada, totalizando 1.062, entende-se que a potência de pico do sistema, que é de 300 kW está suficientemente abrangida pela soma da potência das placas, que totaliza 350,46 kW. Cálculo advindo da Equação 4. Cálculo da potência total do conjunto de placas solares.

$$\text{Potência Máxima Total do Conjunto de Placas Solares (kW)} = \text{Quantidade de Placas (Und.)} \times \text{Potência Máxima da Placa Solar (kW)} \quad (4)$$

Outra constatação é a de que a potência de pico do sistema está limitada pela soma das potências máximas dos 6 inversores da marca ABB modelo TRIO-50.0-TL-OUTD, que administram uma potência máxima de 50 kW cada, totalizando 300 kW. Conforme dados da Tabela 2, eles são restritos por uma eficiência ponderada de 98%.

**Tabela 2:** Dados Técnicos da Usina Instalada. ("Empresa B", 2017).

Operating performance	TRIO-50.0-TL-OUTTD	TRIO-60.0-TL-OUTTD-480
Maximum Efficiency ( $\eta_{max}$ )	98,30%	98,50%
Weighted Efficiency (EURO)	98,00%	98,00%

Segundo Júnior (2004) a energia possível de ser produzida através de uma usina pode ser representada pela equação 5. Cálculo da energia produzido pelo sistema fotovoltaico.

$$E_g \text{ (kWh)} = P \text{ (kW)} \times \text{HSP (horas)} \times \eta_{cc/ca} \text{ (percentual)} \quad (5)$$

Onde:

$E_g$  = energia produzida pelo sistema;



P = potência nominal do sistema fotovoltaico;

HSP = número de Horas de Sol Pleno em média diária a uma intensidade de 1.000W/m<sup>2</sup>, que é equivalente a energia total diária incidente sobre a superfície das placas do gerador em kW/m<sup>2</sup>, em horas;

$\eta_{cc/ca}$  = rendimento do inversor de corrente contínua para alternada.

Aplicando a fórmula nos dados já conhecidos e usando os valores de radiação solar levantados na metodologia, é possível estimar a energia gerada em cada mês, conforme a Tabela 3. Neste cálculo, se dispensou a variação de energia gerada pela alteração da temperatura ambiente, que no caso das placas solares são de 0,41% para cada Grau Celsius (°C).

**Tabela 3:** Dados de Produção de Energia da Usina. (Dos Autores, 2018).

Período	Dias	Potência (kW)	Irradiação Média (kWh/m <sup>2</sup> /dia)	Rendimento do Inversor (%)	Energia Gerada (kWh)
Jan	31	300	6,21	0,98	56.634,40
Fev	28	300	5,72	0,98	47.045,88
Mar	31	300	4,79	0,98	43.619,60
Abr	30	300	3,80	0,98	33.551,28
Mai	31	300	2,84	0,98	25.901,99
Jun	30	300	2,34	0,98	20.594,70
Jul	31	300	2,55	0,98	23.213,36
Ago	31	300	3,23	0,98	29.474,68
Set	30	300	3,61	0,98	31.840,20
Out	31	300	4,65	0,98	42.407,44
Nov	30	300	6,13	0,98	54.057,78
Dez	31	300	6,53	0,98	59.514,42
Total Anual					467.855,72

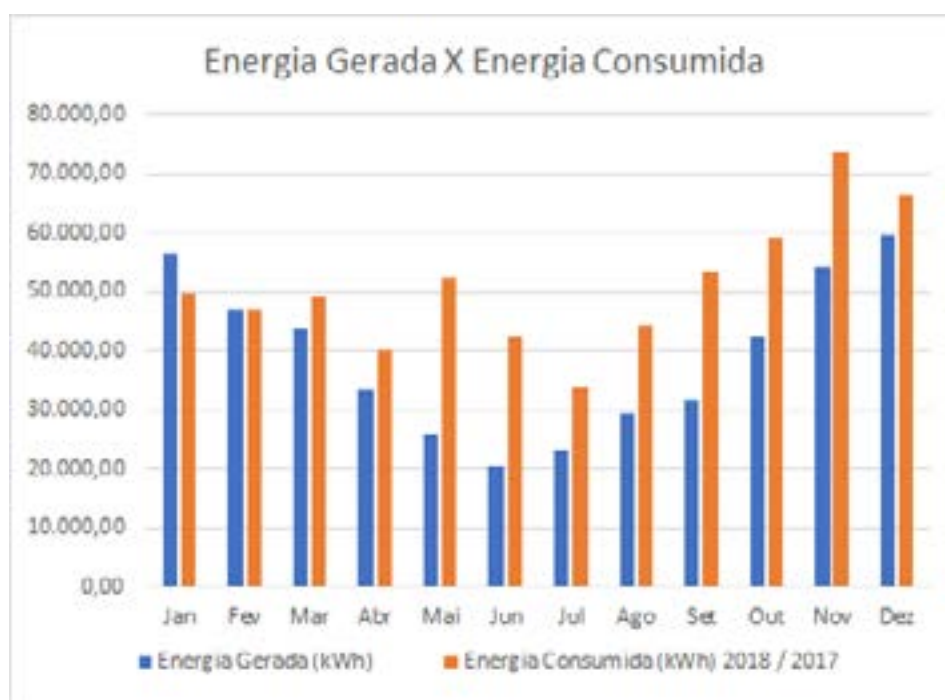
Os dados de consumo da “Empresa A” foram extraídos da conta de energia baseada nas medições realizadas pela concessionária de energia que seguem a as informações da Tabela 4, configuram uma utilização média anual de 49.890,5 kWh.

**Tabela 4:** Dados de Consumo da “Empresa A”. (Concessionária de energia da “Empresa A”, 2018).

Consumo de Energia Elétrica na “Empresa A”			
Mês / Ano	Ponta (kWh)	Fora Ponta (kWh)	Consumo Total (kWh)
jun/17	572,0	41.810,0	42.382,0

jul/17	484,0	33.322,0	33.806,0
ago/17	632,0	43.761,0	44.393,0
set/17	8.76,0	52.531,0	53.407,0
out/17	2.314,0	57.040,0	59.354,0
nov/17	4.688,0	69.050,0	73.738,0
dez/17	4.069,0	62.284,0	66.353,0
jan/18	2.666,0	47.039,0	49.705,0
fev/18	1.090,0	45.840,0	46.930,0
mar/18	896,0	48.262,0	49.158,0
abr/18	917,0	39.423,0	40.340,0
mai/18	1.426,0	50.981,0	52.407,0
Total Anual			611.973,0

As médias de consumo da “Empresa A” e a estimativa de produção de energia da estabelecem uma relação explícita no gráfico da Figura 8. Considerando o consumo total anual desde o mês de junho de 2017 até o mês de maio de 2018 (611.973,0 kWh) versus a estimativa de energia a ser gerada num período de 12 meses (467.855,72 kWh), observa-se que a usina irá atender em torno de 76% do total usado.



**Figura 8:** Gráfico de Previsão da Energia Gerada X Energia Consumida (Dos autores, 2018).

Se for observado o impacto na conta de energia, será possível ver que a dedução por conta do valor da energia gerada se dará somente sobre o valor de consumo de energia em ponta e fora de ponta e seus respectivos impostos, tanto na tarifa de energia (TE) quanto na tarifa de uso do sistema de distribuição (TUSD). Ou seja, os custos de demanda que abrangem aproximadamente 20% do valor da conta não serão atacados pela geração da usina. A Figura 9 traz as informações de consumo

da “Empresa A” com o detalhamento dos custos.

DISCRIMINAÇÃO DA OPERAÇÃO - RESERVADO AO FISCO													
Cont.	Description da Operação	Mês	Quant. Registrada	Quant. Faturada	Unid. Med.	Tarifa com Tributos	Valor Total Operação	Base Cálculo ICMS	Alq. ICMS	ICMS	Base Cálculo PIS/COFINS	PIS	COFINS
115	Nº. 000102101275	MAI/18	1.426.680	1.426.680	kWh	1,12790302	1.601,90	1.601,90	18,00	207,34	1.601,90	26,27	7,34%
0805	Consumo Ponta (kWh) - TUGD	MAI/18	50.982,120	50.982,120	kWh	0,02299051	2.695,96	2.695,96	18,00	495,27	2.695,96	42,67	147,88
0801	Cabo Ponta Band Verde - TE	MAI/18	1.426.680	1.426.680	kWh	0,47929431	683,90	683,90	18,00	123,03	683,90	10,67	50,13
0801	Consumo F Ponta Band Verde-TE	MAI/18	50.982,120	50.982,120	kWh	0,30500870	15.949,89	15.949,89	18,00	2.799,00	15.949,89	247,24	1.141,33
0801	Adicional Band Amarela Ponta	MAI/18					15,35	15,35	18,00	2,76	15,35	0,24	1,13
0801	Adicional Band Amarela FPonta	MAI/18					440,79	440,79	18,00	79,34	440,79	7,01	32,35
0801	Consumo Relativo Eixo Ponta	MAI/18	57,808	57,808	KVh	0,31930831	18,49	18,49	18,00	3,33	18,49	0,29	1,36
0801	Consumo Relativo Eixo Fora Ponta	MAI/18	747,863	747,863	KVh	0,31930830	238,95	238,95	18,00	43,01	238,95	3,85	17,34
0802	Demanda (kW) - TUGD	MAI/18	330,960	348,000	KW	15,79010345	5.495,00	5.495,00	18,00	999,29	5.495,00	87,39	403,41
	Subtotal						26.796,94						
	Total Distribuidora						26.796,94						
0807	Contribuição Custeio IP-CIP	MAI/18					29,97						
	Total Outros Serviços						29,97						
	Total a Pagar						26.826,91						

Figura 9: Dados da Conta de Energia da “Empresa A” (Concessionária de energia da “Empresa A”, 2018).

## 5. CONCLUSÕES

As conclusões obtidas são de que o cálculo de dimensionamento da usina não levou em consideração o consumo da “Empresa A”. Em conversa com os gestores na expectativa de entender como este cálculo não foi realizado antes da instalação do sistema, acredita-se que a fonte da diferença foi a de que observação tenha sido feita somente sobre a potência de pico já registrada na empresa, que em medições anteriores girada em torno dos 305 kW em média, conforme Figura 10.

			kW	Dias
2018	MAT		330,00	33
	ABR		277,00	20
	MAR		316,00	29
	FEV		277,00	32
	JAN		310,00	29
2017	DEZ		321,00	30
	NOV		337,00	32
	OUT		317,00	29
	SET		294,00	31
	AGO		289,00	32
	JUL		294,00	29
	JUN		305,00	30
	MAI		294,00	33

Figura 10: Dados da Demanda por Potência na “Empresa A” (Concessionária de energia da “Empresa A”, 2018).

Esta informação levou quem tomou a decisão sobre o tamanho da usina à acreditar que abrangendo a média de potência estaria atendendo a demanda, mas obstruiu a visão sobre o conceito de energia consumida. Com a aplicação de mais três arranjos e respectivos conversores na usina, poderia ser alcançada a produção total necessária. A discussão sobre cálculo de retorno de investimento foi suprimida do presente trabalho por falta de liberação de dados do valor total investido para instalação do sistema, mas está devidamente embasada no referencial teórico para possibilidade posterior aplicação. Outra oportunidade de melhoria seria a análise mais avançada sobre a energia gerada pela irradiação solar difusa incidida sobre as placas solares, que foram desconsideradas no cálculo. Por fim foi possível constatar que a expectativa por parte dos gestores de terem a conta de



energia elétrica da empresa praticamente zerada nos meses seguintes muito provavelmente não será atendida devido ao dimensionamento míope da usina e devido à desconsideração da oferta de demanda por potência instalada que seguirá sendo cobrada e oferecida pela concessionária.

## REFERÊNCIAS

- [1] ABDO T. e MOHAMED. EL-S. Estimating the global solar radiation for solar energy projects – Egypt case study, *International Journal of Sustainable Energy*, 32:6, 682-712, 2013.
- [2] Agência Nacional de Energia Elétrica (ANEEL). Atlas da Energia Elétrica do Brasil. Brasília – DF, 2005. 2ª Edição. Disponível em: <http://www.aneel.gov.br/aplicacoes/Atlas/download.htm>.
- [3] Agência Nacional de Energia Elétrica (ANEEL) Por dentro da conta de luz: informação de utilidade pública / Agência Nacional de Energia Elétrica. 4. Ed. - Brasília: ANEEL, 2008. Disponível em: [http://www2.aneel.gov.br/arquivos/pdf/cartilha\\_1p\\_atual.pdf](http://www2.aneel.gov.br/arquivos/pdf/cartilha_1p_atual.pdf).
- [4] BRASIL. Constituição (1988). Constituição da República Federativa do Brasil de 1988. Disponível em: <[http://www.planalto.gov.br/ccivil\\_03/constituicao/ConstituicaoCompilado.htm](http://www.planalto.gov.br/ccivil_03/constituicao/ConstituicaoCompilado.htm)>.
- [5] BRIGHAM, E. F. e EHRHARDT, M. C. Administração financeira: teoria e prática. 13ª. Edição. São Paulo: Thomson Learning, 2012.
- [6] GIL, A. C. Como elaborar projetos de pesquisa. 4. ed. São Paulo: Atlas, 2008.
- [7] GOETZE, F. Projeto de microgeração fotovoltaica residencial: estudo de caso. UFRGS/ Escola de Engenharia. Curso de Engenharia Elétrica, 2017.
- [8] JÚNIOR, O. L.; Sistemas fotovoltaicos conectados à rede: Estudo de caso–3kWp instalados no estacionamento do IEE-USP. 2005. Diss. Dissertação de mestrado, Universidade de São Paulo, 2004.
- [9] LEMES JUNIOR, A. B; CHEROBIM, A. P; RIGO, C. M. Administração Financeira: princípios, fundamentos e práticas brasileiras. 5 reimpressão. Rio de Janeiro: Elsevier, 2002.
- [10] LIMA, J. L. B. Energia fotovoltaica como alternativa energética viável - UFRJ/ Escola Politécnica – Rio de Janeiro, 2014.
- [11] MARTINS, G. de A; THEÓPHILO, C. R. Metodologia da investigação científica para ciências sociais aplicadas. São Paulo: Atlas, 2007
- [12] MARTINS, F; PEREIRA, E. B; GUARNIERI, R. A.; SILVA, S. A. B.; YAMASHITA, C. S.; CHAGAS, R. C.; ABREU, S. L.; COLLE, S. Mapeamento dos Recursos de Energia Solar no Brasil Utilizando Modelo de Transferência Radiativa Brasil-sr. In: Anais do I Congresso Brasileiro de Energia Solar, 2007. p. 8-10.
- [13] PEREIRA, E. B; MARTINS, F. R; GONÇALVES, A. R; COSTA R. S; LIMA F. J. L. de; RÜTHER R; ABREU, S. L. de; TIEPOLO G. M; PEREIRA, S. V; SOUZA, J. G de. Atlas brasileiro de energia solar. 2.ed. São José dos Campos. INPE, 2017. 88p.: il. (E-BOOK)
- [14] TIEPOLO, G. Estudo do potencial de geração de energia elétrica através de sistemas fotovoltaicos conectados à rede no estado do Paraná. Escola Politécnica da Pontifícia Universidade Católica do Paraná, p. 229, 2015.
- [15] TSOUTSOS, T.; FRANTZESKAKI, N.; GEKAS, V. Environmental Impacts from the solar energy technologies. *Energy Policy*, v. 33, p. 289-296, 2005.
- [16] WA Solar, Energia Solar. Tempo de Retorno do Investimento em Energia Solar. Disponível em: <http://www.wasolar.com.br/tempo-de-retorno-do-investimento-em-energia-solar>.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## OTIMIZAÇÃO DO CONSUMO DA ENERGIA ELÉTRICA DE UMA CONFECÇÃO

Thiago Gimenes Renck <sup>(1)</sup>  
Gustavo Evangelho de Abreu <sup>(2)</sup>  
Luiz Antônio Marques <sup>(3)</sup>  
José de Souza <sup>(4)</sup>

### RESUMO

**Este artigo tem como objetivo apresentar um estudo de caso que visa a otimização do consumo de energia elétrica em uma linha de produção. Tendo como enfoque diminuir a ineficiência energética na cadeia produtiva em uma empresa que fabrica vestuário, localizada no Vale dos Sinos. Através dos modelos apresentados, pode ser observado o quão vantajoso pode resultar a exploração de diferentes fontes de energia, além a importância do aproveitamento da energia térmica que é dissipada em meio ao processo produtivo, de forma que possa ser reutilizada de outra forma, ou, conforme este caso, que minimize o consumo de energia em processos subsequentes, resultando em positivos impactos financeiros através de economia no consumo da energia elétrica contratada.**

**Palavras Chave — otimização; produção; ineficiência; energia.**

### 1. INTRODUÇÃO

Este estudo tem como principal objetivo a otimização do consumo da energia elétrica de uma cadeia produtiva de vestuário, tendo como enfoque as matrizes do setor de moldagem quente do bojo. Referência [1] relata que a preocupação mundial com a questão da eficiência energética iniciou em 17 de outubro de 1973, dia conhecido como o primeiro choque do petróleo, época em que o aumento do preço do barril de petróleo em um tempo tão reduzido, resultou em uma crise imediata no setor energético. Até este ocorrido, não havia nenhuma preocupação mundial com a eficiência energética.

<sup>(1)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; FACCAT, Faculdades Integradas de Taquara/RS - Brazil, thiago\_renck@yahoo.com.br

<sup>(2)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; FACCAT, Faculdades Integradas de Taquara/RS - Brazil, ga.gustavoabreu@gmail.com

<sup>(3)</sup> Acadêmico de Engenharia de Produção; FACCAT, Faculdades Integradas de Taquara/RS - Brazil, luizmarques.maninho@gmail.com

<sup>(4)</sup> Prof. Dr.; Fundação Liberato, Novo Hamburgo/RS - Brazil, josesouza@liberato.com.br

Através dos métodos e processos apresentados neste artigo, poderá ser minimizado o *lead-time* da troca de matrizes, por meio de forno ou estufas. Consequentemente aumentando a capacidade produtiva da empresa e otimização do consumo elétrico.

## 2. REVISÃO TEÓRICA

Referência [2] considera que a crise do petróleo ocorrida nos anos de 1973 e 1974 e entre 1979 e 1981, resultou numa elevação do preço desta fonte de energia e acabou forçando o Brasil a repensar o uso de suas fontes energéticas. Dessa forma, foram ampliados os investimentos: na produção nacional de petróleo, em programas de conservação e aumento de eficiência no uso de seus derivados. Nesta época, foi desenvolvido o Programa EGTD (Energia Garantida por Tempo Determinado) que ofertava preços 30% menores que os preços praticados para todas as classes consumidoras, o qual incentivou a substituição de combustíveis fósseis por eletricidade na geração de calor, programa que durou até 1986.

### 2.1. Uso Consciente da Energia

Na publicação [3], é relatado que a eficiência energética consiste na forma com que desempenhamos um serviço ou atividade utilizando a menor quantidade de energia possível, ou seja, consiste na relação entre a quantidade de energia empregada e aquela disponibilizada para sua realização. Podemos observar essa economia em algumas atitudes, como, por exemplo, comprar uma lâmpada de LED, que chega a ter 90% de redução no consumo quando comparada a uma lâmpada incandescente de nível de iluminação equivalente. O interessante é que este conceito não está preso exclusivamente à eletricidade. Qualquer processo ou atividade dependente de uma forma de energia gerada pelo ser humano pode se tornar mais eficiente.

O consumo da energia elétrica deve ser feito de forma racional, ou seja, utilizando-a para que se obtenha conforto ou quando necessita-se reduzir o esforço nas tarefas e operações realizadas no dia-a-dia. Entretanto, deve-se evitar ao máximo o desperdício, seguindo recomendações do Programa de Educação Ambiental [4], as quais apontam o uso a energia de forma inteligente, além de não se jogar energia fora, recomendando também que se assuma um compromisso com a preservação do planeta, e por fim, gastando apenas o necessário, buscando o máximo de desempenho com o mínimo de consumo.

### 2.2. Transferência de Calor e Reaproveitamento Térmico

Os aços resistentes ao calor têm estabilidade química, resistência suficiente e resistência à corrosão a gás. Eles podem ser divididos em aços de baixa liga, aços martensíticos e aços austeníticos de acordo com sua composição química e microestrutura [5].

Algo que deve ser levado em consideração no momento são formas de projetar a estufa para absorver calor dissipado com eficiência e conservá-lo, é o material de isolamento térmico. Referência [6] aponta mantas de isolamento de aerogel como sendo um dos mais promissores materiais de isolamento térmico, que surgiram nos últimos anos. Pelo fato de apresentarem uma condutibilidade térmica inferior, 2 a 2,5 vezes menor que a lã mineral convencional (frequentemente utilizada).

O coeficiente de transferência térmica é baseado na área de superfície real dos elementos térmicos e leva em consideração a transferência de calor convectiva entre o gás e o elemento térmico na superfície da parede [7].

Outros materiais que podem ser utilizados em revestimento térmico são tecidos onde se apresentam comportamentos positivos sob variações de temperatura. Referência [8] explica que os tecidos têm duas funções térmicas; eles impedem o movimento do ar e fornecem uma proteção contra perdas de calor radiante. Dentro do período anterior, o calor conduzido pelas fibras torna-se predominante, e quanto mais densamente estas fibras estiverem dispostas dentro dos tecidos, melhor elas preenchem essas duas funções. O mesmo autor aponta que um fator a ser analisado é o TIV (Thermal Insulating Value), o Valor de Isolamento Térmico, o qual representa qual a eficiência de um



determinado tecido como isolante térmico. É definido como a redução percentual na perda de calor de uma superfície quente mantida a uma determinada temperatura. O TIV atinge o índice de 100% quando um isolador "perfeito" é obtido, portanto quanto maior o índice apresentado no tecido isolante, mais eficiente se demonstra o material.

### 2.3. Fontes de Energia Alternativas

Uma empresa amazonense que está há mais de 60 anos no mercado, apresenta uma tabela comparativa demonstrada na (Tabela 1) onde pode-se observar as diferenças no uso de Gás GLP, Gás Natural e Energia Elétrica, e se tratando de custos e poder calorífico, é notável a vantagem de se optar pela utilização de forno GLP para o aquecimento de matrizes.

**Tabela 1:** Tabela comparativa adaptada pelos autores [9].

<b>GLP - Gás Liquefeito de Petróleo</b>	<b>Gás natural</b>	<b>Energia Elétrica</b>
<b>Fornecimento</b>		
Através de carros tanques. O estoque no local permite uma confiabilidade no abastecimento.	Através de gasodutos. A entrega do produto é mais simples, porém é possível que haja interrupção no estoque.	Através de cabos de transmissão. A falta de energia elétrica pode ser um problema para usos contínuos.
<b>Poder calorífico</b>		
01 Kg = 11.500 KCal 100% ALTO	01 m <sup>3</sup> = 9.400 KCal 70% ALTO	01Kw = 860KCal 10% BAIXO
<b>Custo do produto</b>		
Baixo para pequenos e médios consumos. Moderado para grandes consumos.	Alto para pequenos e médios consumos. Moderado para grandes consumos.	Alto para pequenos, grandes e médios consumos.
<b>Custo de instalação</b>		
Moderado	Alto	Alto
<b>Unidade de medida</b>		
kg	m <sup>3</sup>	kWh
<b>Quantidade correspondente de GLP</b>		
1 kg de GLP = 1,24 m <sup>3</sup> de Gás Natural		
1 kg GLP = 13,7 kWh de Energia Elétrica		

Entretanto a empresa não possui instalações para uso de GLP, e opta pelo uso de energia elétrica pois a instalação completa de um forno traria um investimento adicional, porém, caso futuramente seja escolhida esta opção, o investimento teria retorno em médio prazo, pois seria compensado devido à economia de energia elétrica.

Em relação à compra e funcionamento otimizado de um forno industrial para as matrizes, referência [10] apresenta a importância de uma eficiente seleção do forno e dos seus parâmetros de operação para a obtenção de custos de operação reduzidos. Uma acertada seleção dos componentes do forno, certamente com superiores custos de investimento, poderá permitir a realização da queima com um consumo de combustível consideravelmente inferior possibilitando uma eventual rápida recuperação do maior esforço financeiro inicialmente despendido. As perdas de calor consideradas em um forno são por condução (nas paredes) e por convecção natural (entre as paredes e o ar).

#### 2.4. Importância do *Lead time*

*Lead time* é o período entre o início e a execução de um processo, e em termos de *Supply Chain Management* (Gestão da Cadeia de Suprimentos), o *lead time* também pode ser definido como o tempo a partir do momento em que o cliente faz um pedido até o momento em que está pronto para entrega [11].

Sendo assim, desenvolver e executar procedimentos que visam a redução do *lead time* de algum processo dentro da linha produtiva se mostra extremamente benéfico, visto que quanto menor for este período, maior será a produtividade apresentada.

Referência [11] também apresenta uma série de benefícios resultados de uma redução de *lead time*, os quais seguem abaixo:

- Oferecer a capacidade de cotar entregas mais rápidas aos clientes;
- Diminuir o impacto de pedidos cancelados;
- Reduzir a necessidade de previsões sobre demanda futura;
- Melhorar o gerenciamento da qualidade, reduzindo a possibilidade de danos no trabalho e diminuindo o tempo entre a fabricação e a detecção de defeitos;
- Reduzir estoques intermediários;
- Reduzir paradas de produção causadas por alterações nos pedidos de engenharia;
- Diminuir tempos de espera no Plano Mestre de Produção, reduzindo assim a dependência de previsões futuras;
- Facilitar o gerenciamento da linha de produção, por haver menos empregados para acompanhar e menos casos especiais (por exemplo, trabalhos acelerados) para supervisionar.

### 3. METODOLOGIA

Este estudo foi realizado em uma empresa situada no Vale dos Sinos, no setor de confecção, a qual produz bojos para sutiãs, no segmento de moda íntima feminina. Nesta empresa já é adotado um horário diferenciado de trabalho no turno da noite, das 22h até 8h, o mesmo já foi aderido com o objetivo de evitar que a empresa opere nas horas de tarifa de ponta, quando o valor cobrado pela tarifa elétrica é significativamente superior aos valores praticados nos demais horários. Todo este cuidado existe, devido ao elevado consumo elétrico dos equipamentos inseridos a linha produtiva, os quais possuem resistências elétricas, tendo um gasto mensal por volta de 40 mil reais com este segmento. Custo médio de R\$ 0,527 por kW.

Tabela 2: Tarifas de consumo de energia elétrica.

Mês	Consumo Ponta [kWh]	Consumo Fora de Ponta [kWh]	Consumo Total [kWh]
Mar/2017	4733	81884	86617
Abr/2017	6857	80146	87003
Mai/2017	5236	88667	93903
Jun/2017	2295	76814	79109
Jul/2017	4896	77370	82266
Ago/2017	2461	78124	80585
Set/2017	853	73712	74565
Out/2017	1302	69542	70844
Nov/2017	2458	73700	76158
Dez/2017	1774	75351	77125
Jan/2018	2972	72150	75122
Fev/2018	4318	80815	85133
Média	3346	77356	80702

Atualmente existe uma grande perda energética e produtiva no setor de moldagem desta empresa de vestuário, correspondente ao tempo excessivo que é requerido para troca das matrizes de moldagem quente. Esta etapa de troca é constituída das seguintes ações, descritas a seguir.

Parada e limpeza da matriz de “Modelo X de número 42” a qual está em uso e irá ser trocada, um funcionário que realiza a função de repositor busca e posiciona um carro de tampo levadiço para fazer a retirada da matriz quente. Assim que soltam as travas da mesma, a matriz é posicionada no carro e encaminhada para o local específico de armazenamento. Em seguida, o mesmo repositor localiza a matriz de “Modelo Y de número 46” que será inserida no posto vago, a qual se encontra fria, e será colocada no carro com tampo levadiço, e após isto, é levada e instalada no posto vago de onde foi retirada a primeira matriz. Este processo de troca descrito, dura cerca de 10 minutos.

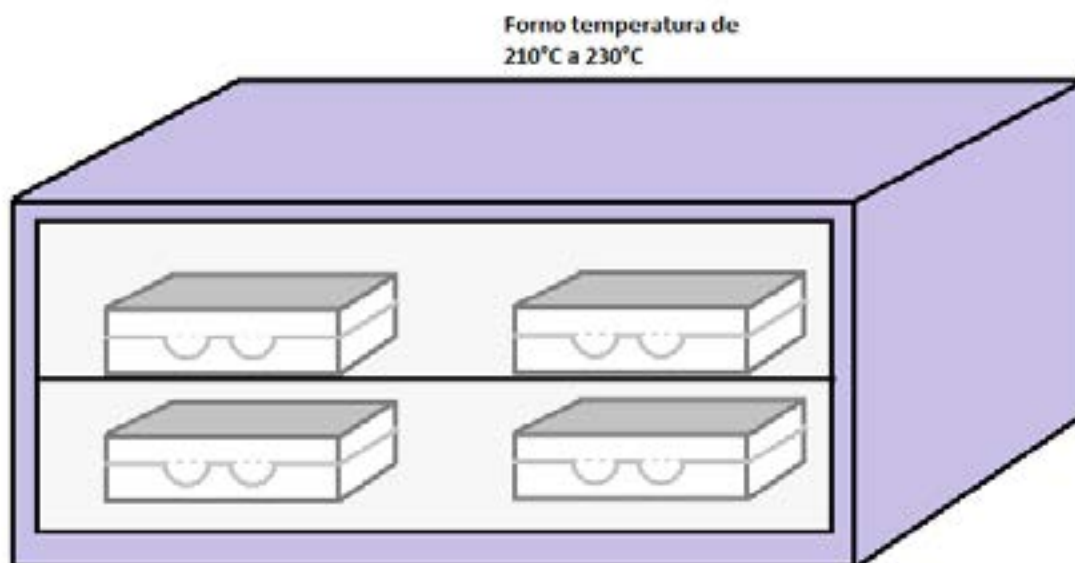
Assim que posicionada corretamente, se inicia o processo de aquecimento, o qual necessita cerca de 40 minutos. Além disso, há também o processo de estabilização, acrescentando cerca de 30 minutos até atingir a temperatura desejada para moldar o modelo, geralmente entre 190°C e 210°C. Quando estabilizada, é checada a limpeza da matriz para não ter risco de contaminar o material que será moldado a seguir, processo que dura cerca de 10 minutos, até que finalmente a produção reinicia de forma normal. Sendo assim o tempo de troca ao incluir o manuseio das matrizes e limpeza totaliza cerca de 90 minutos.

O setor de moldagem possui 24 postos de moldagem simultâneos, onde ocorrem em média 20 trocas de matrizes por turno, 40 no total, mobilizando apenas um colaborador por turno para realizar estes procedimentos.

Conforme observamos acima, a maior parte do tempo do procedimento de troca de matrizes, encontra-se nas etapas de aquecimento e estabilização da matriz. Todas as matrizes que serão utilizadas no dia, já informadas do mapa de produção previamente pelo gerente do P.C.P. da empresa. Visando realizar otimização elétrica nessa etapa da linha produtiva foram identificadas duas possíveis formas de abordagem, uma com um forno GLP e a outra, melhor aceita pela direção da empresa devido ao menor investimento, seria a instalação de estufas de reaproveitamento térmico na parte superior das máquinas de molde quente.

O método do forno consiste em pré-aquecer as matrizes que serão utilizadas na produção em um forno alimentado por GLP (Figura 1), realizando o aquecimento da matriz de forma mais barata do que fazendo a mesma com energia elétrica, eliminando a etapa de aquecimento da matriz nos postos deixando apenas a etapa de estabilização, contudo, este tipo de ajuste requer um investimento maior, e por este motivo, a direção da empresa projetou esta solução para um momento futuro.





**Figura 1:** Forno para controle de temperatura de Matrizes.

Outra forma de otimização neste processo seria mantendo as próximas matrizes a serem utilizadas, em estufas na parte superior dos postos de moldagem (Figura 2), aproveitando assim o calor dissipado das matrizes em trabalho.



**Figura 2:** Forno para controle de temperatura de Matrizes.

Desta forma o custo energético seria menor pois não teria que fazer todo o processo de aquecimento do zero, o tempo de troca diminuiria consideravelmente pois só seria necessária a etapa de estabilização para a temperatura pré-definida de moldagem, pois a etapa de aquecimento seria diminuída drasticamente ou até mesmo eliminada em determinados casos, utilizando menos energia por se tratar de uma variação térmica menor, e consequentemente a capacidade produtiva aumentaria de forma significativa devido à não desprezível redução no lead-time do processo, cerca de 40 minutos a menos, esta opção foi aprovada e estará sendo implantada na cadeia produtiva.

O aquecimento da matriz na estufa apresentado na Figura 2 se dá por meio de irradiação, procedimento de transferência de calor que apresenta uma natureza eletromagnética, assim, independe da presença de meio material para o transporte de energia [12].

Esta aplicação, por ser de simples construção, custeada apenas pela matéria prima (metal, isolante térmico) e mão de obra, apresentará valor aproximado da fabricação de cada estufa seria de R\$ 500,00 cada, que aplicadas aos 24 postos de trabalho, resultam em um custo de implementação no valor de R\$ 12.000,00.

#### 4. RESULTADOS ESTIMADOS

Das duas opções apresentadas apenas a opção das estufas foi aprovada e está sendo implantada nos 24 postos de moldagem de forma imediata. A máquina de moldagem onde as matrizes são acopladas tem o consumo de 8kW/h na etapa de aquecimento de matrizes, valor real obtido por meio de medições.

**Tabela 3:** Projeção de Economia baseada em extratos anteriores.

Tempo ganho por dia nos 24 postos de moldagem	Valores obtidos por dia após a implantação					Valores mensais obtidos		
	Min.	Horas	Aumento de Produtividade	kWh econom.	Valor (em R\$) econom.	Aumento de Produtiv.	kWh econom.	Valor (em R\$) economizado
	1600	26,67	2666,7	266,667	140,53	58667	5866,67	3091,73

#### 5. CONCLUSÕES

Muita energia é dispersa diariamente nos mais variados segmentos industriais sem que equipes de gestão e planejamento percebam. Através das abordagens realizadas no decorrer deste estudo, pode-se observar que há uma elevada quantidade de calor irradiado das matrizes no decorrer do processo produtivo, o qual não estava sendo aproveitado de forma alguma.

Além disso, foi possível observar que seguidamente as matrizes utilizadas demandam de muito tempo para que obtivessem a temperatura ideal para seu uso de forma plena, tempo o qual tornava o restante da infraestrutura improdutivo, por depender deste procedimento para dar continuidade aos processos de produção.

Este tempo perdido, além de não poder ser recuperado, exige um consumo exacerbado de energia elétrica para que estas matrizes possam alcançar elevadas temperaturas, principalmente em dias frios, e caso estas já estejam pré-aquecidas, a energia utilizada para atingir e estabilizar as temperaturas se torna menos impactante no orçamento geral da empresa.

Decorrente das análises e dados coletados até o momento, não pode-se apresentar um valor exato de energia economizada, contudo, após calcular o consumo médio das máquinas no período de tempo o qual não será mais necessário após a implementação das estufas, podemos admitir uma economia de aproximadamente 5866,67 kWh/mês, que nos valores pagos atualmente, resultaria em uma economia de R\$ 37.100,76 por ano, recuperando os baixos investimentos em 4 meses, e resultando em economia líquida a partir do 5<sup>o</sup> mês.

#### REFERÊNCIAS

- [1] REIS, Lineu Belico dos; SANTOS, Eldis Camargo. Energia elétrica e sustentabilidade: Aspectos tecnológicos, socioambientais e legais. 2. ed. Barueri-SP: Manole, 2014.
- [2] MARTINS, A.R.S.; ALVEAL, Carmem, SANTOS, E.M. et al. Eficiência energética: integrando usos e reduzindo desperdícios. Agência Nacional de Energia Elétrica-ANEEL; Agência Nacional do Petróleo-ANP. Brasília, 1999. 432p. 23cm. Cap. 1 e 2. p. 20-263. ISBN 85-87491-02-04.
- [3] DUARTE, Jorge. O que é eficiência energética, como funciona e formas de economizar. Publicado em: 20 jun. 2014. Disponível em: <<https://bit.ly/2jkgbYc>>. Acesso em: 11 abr. 2018.
- [4] BRASIL, MINISTÉRIO DAS MINAS E ENERGIA. Programa de educação ambiental: energia recurso de vida: Livro Zero. Rio de Janeiro, CIMA, 1996. p. 5 – 29.
- [5] HU, Zheng-Fei. Heat-Resistant Steels, Microstructure Evolution and Life Assessment in Power Plants. In: RASUL, Mohammad (Org.). Thermal Power Plants. Rijeka, Croatia: InTech, 2011. cap. 10, p. 195-226. Disponível em: <<https://bit.ly/2Ks9q3J>>. Acesso em: 26 abr. 2018.
- [6] MARTINS, Cláudio; ROSA, Nuno; SANTOS, Paulo; SILVA, Luis Simões da. Desempenho Térmico de Paredes com Estrutura Leve em Aço Enformado a Frio. In: X Congresso de Construção Metálica e Mista, 2015, Coimbra, Portugal.
- [7] BUTRYMOWICZ, Dariusz; et al. METHODOLOGY OF HEAT TRANSFER AND FLOW RESISTANCE MEASUREMENT FOR MATRICES OF ROTATING REGENERATIVE HEAT EXCHANGERS. Chemical and Process Engineering, Warsaw, Poland, v. 32, n. 4, p. 341-358, dez. 2011. Disponível em: <<https://bit.ly/2rb5fR8>>. Acesso em: 26 abr. 2018.

- [8] ZEINAB S., Abdel-Rehim et al. TEXTILE FABRICS AS THERMAL INSULATORS. Autex Research Journal, Polônia, v. 6, n. 3, p. 148-161, set. 2006. Disponível em: <<https://bit.ly/2raXvQ1>>. Acesso em: 25 abr. 2018.
- [9] SOCIEDADE FOGÁS LTDA. GLP x Gás Natural x Energia Elétrica. Disponível em: <<https://bit.ly/2jilEzv>>. Acesso em: 12 abr. 2018.
- [10] FERREIRA, Catia et al. Otimização Energética de um Forno na Indústria Cerâmica. Cerâmica Industrial, São Paulo-SP, v. 13, p. 43-45, abr. 2008. Disponível em: <<https://bit.ly/2Fss06x>>. Acesso em: 22 abr. 2018.
- [11] SRINIVASAN, Raagul; SHREHARI, Jawagar. Applied Procedures for Lead Time Reduction: A Review. International Journal of Engineering Trends and Technology, India, v. 43, n. 3, p. 169-172, jan. 2017. Disponível em: <<https://bit.ly/2HIDkz9>>. Acesso em: 29 abr. 2018.
- [12] HEILMANN, Armando. Introdução aos fenômenos de transporte: características e dinâmica dos fluídos. 1. ed. Curitiba: InterSaberes, 2017. Disponível em: <<https://bit.ly/2HGjMv2>>. Acesso em: 07 mar. 2018.





# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## INTERNET DAS COISAS (IoT) APLICADA A MONITORAMENTO DE PARÂMETROS DE FONTES RENOVÁVEIS DE ENERGIA: UMA REVISÃO SOBRE SIGFOX

Steiner, M. G. <sup>(1)</sup>

Spacek, A. D. <sup>(2)</sup>

Neto, J. M. <sup>(3)</sup>

Rocha, M. A. O. <sup>(4)</sup>

Izidoro, C. L. <sup>(5)</sup>

Ando Junior, O. H. <sup>(6)</sup>

Spacek, J. D. <sup>(7)</sup>

Moura, P. R. S. <sup>(8)</sup>

### RESUMO

Com a expansão dos sistemas de geração de energia elétrica através de fontes renováveis, o acompanhamento remoto torna-se cada vez mais importante, visando garantir a qualidade e continuidade do fornecimento. Em paralelo, e com crescimento muito rápido, as tecnologias de monitoramento remoto estão sendo largamente utilizadas para que se possam ter informações de equipamentos e processos quase em tempo real. Atualmente, é impensável o desenvolvimento de tecnologias de monitoramento que não estejam alinhadas ao que se chama IoT. O termo IoT deriva do inglês “*Internet of Things*”, que é na verdade um sistema que visa prestar meios para conectar qualquer objeto com a internet e assim então permitir a avaliação de parâmetros físicos ou até a realização de ações remotas de qualquer lugar e hora. A rede Sigfox é uma tecnologia LPWA (*Low Power Wide Area*), ou seja, de baixa potência que é mantida por operadoras da mesma forma como na telefonia móvel, e diferente de outras tecnologias “abertas”. A rede Sigfox se enquadra no modelo UNB (*Ultra-narrow Band*), proporcionando comunicação estável e segura mesmo em longas distâncias, além de baixo consumo de energia, otimizando recursos de funcionamento. A utilização da rede Sigfox nos diversos sistemas de geração de energia elétrica apresenta-se viável em virtude da alta imunidade a interferências, baixo custo, fácil implementação, visto que o desenvolvedor não precisa se preocupar com a infraestrutura da rede. Além disso quando comparado esse tipo de rede com outras redes disponíveis no mercado está apresenta maior alcance de cobertura do sinal (até 50 Km). Propõe-se, portanto, a realização de uma revisão bibliográfica das

<sup>(1)</sup> Mestrando Engenharia Metalúrgica (PPGEM), Faculdade SATC, Brasil, max.steiner@satc.edu.br

<sup>(2)</sup> Prof. Dr., Faculdade SATC, Brasil, anderson.spacek@satc.edu.br

<sup>(3)</sup> Prof. Dr., Faculdade SATC, Brasil, joao.neto@satc.edu.br

<sup>(4)</sup> Graduando, Faculdade SATC, Brasil, marco.rocha@satc.edu.br

<sup>(5)</sup> Prof. Me., Faculdade SATC, Brasil, cleber.izidoro@satc.edu.br

<sup>(6)</sup> Prof. Dr., Universidade da Integração Latino Americana, Brasil, oswaldo.junior@unila.edu.br

<sup>(7)</sup> Gerente de projetos, COOPERA, Brasil, jefferson@coopera.com.br

<sup>(8)</sup> Engenheiro Mecânico, Faculdade SATC, Brasil, pedro.moura@satc.edu.br

tecnologias de monitoramento atualmente utilizadas em sistemas de geração de energia elétrica por fontes renováveis, objetivando comparar em termos de características técnicas, rendimento e custos com vistas a verificação de viabilidade técnica e econômica de aplicação da rede Sigfox em futuros projetos.

**Palavras-chave — Internet das Coisas (IoT), Rede sem Fio, Monitoramento, Fontes Renováveis.**

## **INTERNET OF THINGS (IoT) APPLIED TO MONITORING PARAMETERS OF RENEWABLE ENERGY SOURCES: A REVIEW ON SIGFOX**

### **ABSTRACT**

With the expansion of electric power generation systems through renewable sources, remote monitoring is becoming increasingly important, aiming to guarantee quality and continuity of supply. In parallel, and with very rapid growth, remote monitoring technologies are being widely used so that equipment and process information can be obtained almost in real-time. Currently, it is unthinkable the development of monitoring technologies that do not have connectivity to what is called IoT. The term IoT derives from the English language "Internet of Things", which is actually a system that aims to provide means to connect any object with the internet and thus allow the evaluation of physical parameters or even the realization of remote actions from anywhere and time. The Sigfox network is a Low Power Wide Area (LPWA) technology, that is, low power that is maintained by operators in the same way as in mobile telephony, and unlike other "open" technologies. The Sigfox network fits the UNB (Ultra-narrow Band) model, providing stable and secure communication even at long distances, in addition to low power consumption, optimizing operating features. The use of the Sigfox network in the various electric power generation systems is feasible due to the high immunity to interferences, low cost, easy implementation, since the developer does not have to worry about the network infrastructure. In addition, when compared to other types of commercially available networks, it has a higher signal coverage range (up to 50 km). It is proposed, therefore, to carry out a bibliographic review of the monitoring technologies currently used in systems of electric power generation by renewable sources, aiming to compare in terms of technical characteristics, yield and costs with a view to verifying the technical and economic viability of application of the Sigfox network in future projects.

**Key words - Internet of Things (IoT), Wireless Network, Monitoring, Renewable Sources.**

### **1. INTRODUÇÃO**

Inicialmente, a internet era constituída apenas por computadores conectados uns aos outros através de uma rede. Nos dias de hoje, sensores, tecnologias de identificação e tecnologias inteligentes são cada vez mais conectados à internet. Apesar de não poderem ser classificados como computadores no sentido clássico, esses sistemas tem acarretado em um acelerado processo de desenvolvimento da Internet das Coisas [1].

O conceito de Internet das Coisas avança em termos da evolução da internet em um novo paradigma tecnológico, social, cultural e digital. Segundo [2] a IoT revolucionará modelos de negócios e a relação direta das pessoas com o meio ambiente, através de objetos físicos e virtuais.

A Internet das Coisas permite cada dia mais que os objetos do dia a dia possam se conectar à internet, através de suas capacidades computacionais e de comunicação. Segundo [3] essa tecnologia viabilizará o controle remoto de objetos e equipamentos, além de acessá-los como provedores de serviços, e torná-los objetos inteligentes ou *smart objects*, através da capacidade de processamento e comunicação desses objetos aliados a sensoriamentos.

A otimização de sistemas de energia renováveis por meio da utilização da Internet das Coisas pode trazer benefícios para essa indústria, através de aprimoramentos tecnológicos em sistemas de energia eólica, solar, entre outros potenciais renováveis. Além disso, países desenvolvidos e em desenvolvimento possuem planos ambiciosos para no futuro transformar suas matrizes energéticas em 100% de geração renovável, incentivando assim o avanço tecnológico dos sistemas renováveis

[1].

Logo, este trabalho aborda uma revisão bibliográfica acerca da rede Sigfox voltada para a Internet das Coisas aplicada ao monitoramento de sistemas da indústria de energias renováveis.

## 2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

### 2.1. Histórico da Internet das Coisas

O primeiro dispositivo pertencente ao novo paradigma que se apresentava à internet convencional foi uma torradeira automatizada, criada por John Romkey e apresentada na *INTEROP '89 Conference*. Esta sanduicheira podia ser ligada e desligada através da internet com o auxílio de um pequeno guindaste robótico, também controlado remotamente através do protocolo TCP/IP, que posicionava a fatia de pão na torradeira [4].

Na década de 90 o termo “*Internet of Things*” já era abordado pela comunidade científica, que prefaciava um futuro onde dispositivos conectados à rede seriam tão comuns que se tornariam invisíveis aos olhos humanos. Alladi Venkatesh em 1996, em seu estudo “*Computers and other interactive Technologies for the home*”, propôs que tarefas de casa seriam realizadas com o uso de recursos computacionais, tal como a preparação de alimentos ou compras para repor estoque [4].

Em setembro de 1999 durante uma apresentação para a empresa *Procter & Gamble*, à respeito do uso de RFID (*Radio Frequency Identification*) para rastreamento de produtos na cadeia de suprimento, foi que Kevin Ashton introduziu o termo “*Internet of Things*”, visando chamar a atenção para sua ideia de “*conectar objetos do mundo físico à internet a fim de criar um mundo mais inteligente*” [3].

#### 2.1.1. Internet das Coisas no Brasil

O primeiro evento sediado no Brasil a respeito da Internet das Coisas ocorreu em 2010 na cidade de Salvador, no 1º Congresso de Tecnologia, Sistemas e Serviços com RFID, organizado pela CIMATEC SENAI. Em 2011 ocorreu o 2º evento de IoT, em Búzios no estado do Rio de Janeiro, sendo chamado agora de Congresso Brasileiro de Internet das Coisas e RFID, e em junho de 2011 foi criado o Fórum Brasileiro de Internet das Coisas visando apresentar a importância da IoT e das novas tecnologias para a sociedade.

O 1º Congresso Brasileiro e Latino-Americano em Internet das Coisas foi realizado em 2016, organizado pelo Fórum Brasileiro de IoT, utilizando como tema: “*Smart World: a IoT como base de um mundo melhor*”. Em 2019 já está prevista a 4ª edição do congresso.

A Associação Brasileira em Internet das Coisas (ABINC) foi fundada no ano de 2015, com o objetivo de representar o mercado perante a Anatel, autoridades e órgãos reguladores, bem como apoiar e orientar nos trâmites legais para homologação de equipamentos, *networking* com o sistema IoT, apoiar as universidades na divulgação e compartilhamento de conhecimentos através de palestras, seminários, *workshops*, projetos de pesquisa entre outros [3].

No ano de 2016 foi criado o Núcleo de Estudos e Pesquisas em Internet das Coisas (NEPIoT), buscando ser um meio de testes para projetos de Pesquisa, Desenvolvimento, Inovação e estudos baseados em IoT. Um conjunto de empresas conveniadas ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) formam o NEPIoT, através de sua operação conjunta em rede elas visam conduzir estudos e projetos em IoT, e desenvolver um ecossistema experimental para promover e validar tecnologias associadas a Internet das Coisas [5].

#### 2.1.2. Internet das Coisas

O termo IoT (*Internet of Things*) é um conceito muito amplo que segundo [6], pode ser definido como um paradigma tecnológico, que visa prestar meios para a conectividade com a internet para qualquer objeto, sobre o qual possam ser avaliados parâmetros físicos ou através dos quais sejam possíveis realizar ações remotamente controladas, bem como a troca e o tratamento de informações entre eles.

Conforme o aumento do número de dispositivos conectados à internet e a diversidade de



equipamentos trocando informações, tornou-se necessário uma reformulação no padrão de arquitetura de redes. A infraestrutura de rede atual, foi elaborada como sendo um reflexo do padrão natural de comunicação homem a homem exercido pelos seres humanos, contudo, o novo modelo exigido pela IoT passou a integrar “máquinas” ao cenário das comunicações. Dessa forma, passou-se a contemplar um novo paradigma denominado M2M (*Machine to Machine*) que é responsável por definir qualquer tráfego de informações realizado entre máquinas [6].

No ano de 2012 pesquisadores do MIT (*Massachusetts Institute of Technology*) previram que a Internet das Coisas levaria de cinco a dez anos até atingir sua maturidade e se difundir no meio industrial e residencial. Até 2020 estima-se que mais de 50 bilhões de objetos estejam conectados à internet, visto que unindo áreas como comunicação e sensoriamento, sistemas embarcados e eletrônica, a IoT proporciona um vasto número de oportunidades. A Fig.1 demonstra um panorama das possíveis áreas de atuação da IoT [3].



Figura 1 - Áreas de atuação de IoT [3].

O conceito M2M é essencial para a concepção de projetos de cidades inteligentes, onde indústria, transporte, saúde, segurança, educação, agricultura dentre outros setores possuam seus equipamentos conectados e trocando informações entre si de forma independente a atuação humana [7]. O nascimento das redes sem fio permitiu a expansão das comunicações M2M (*Machine to Machine*), visto que possibilitou a redução do consumo de energia elétrica e preço dos dispositivos ligados a rede [8].

Contudo a elaboração de projetos de IoT envolve uma série de considerações que devem ser realizadas. Uma delas é a natureza dos dispositivos a serem utilizados, a fim de garantir que se possa manter a interoperabilidade entre as aplicações, devido a quantidade e diversidade de fornecedores existentes, o que acaba por dificultar a padronização de aspectos da comunicação como formato de dados, protocolos e interfaces utilizadas [9].

O fator principal durante o desenvolvimento e aplicação de dispositivos IoT é o seu consumo de energia elétrica, pois grande parte dos dispositivos voltados à internet das coisas é alimentado por baterias, assim podendo tornar a substituição ou mesmo a recarga das baterias um processo inconveniente e desgastante. Na tentativa de solucionar esse problema e diminuir a demanda por energia em equipamentos IoT, novas tecnologias sem fio estão sendo desenvolvidas, especificamente para dispositivos de baixa potência, essas tecnologias são chamadas de LPWAN (*Low Power Wide Area Networks*) [9].

## 2.2. Redes de Baixo Consumo

Redes de baixa potência não possuem como objetivo fornecer grandes taxas de dados, ao contrário de redes convencionais de banda larga, mas visam escalabilidade, aumento de cobertura, custo reduzido e alta eficiência energética para um baixo consumo de energia [10].

As tecnologias voltadas ao baixo consumo costumam operar em bandas do tipo ISM (*Industrial, Scientific and Medical*) não licenciadas de até 1 GHz, podendo ser divididas em *wideband* (banda larga) e *Ultra-narrow Band* (UNB) [11]. Dentre as tecnologias de baixo consumo cabe ressaltar as tecnologias Zigbee, LoRa, *Bluetooth Low Energy* (BLE), NB-IoT e Sigfox.

### 2.3. Sigfox

A Sigfox é uma operadora de telecomunicações e multinacional francesa que desenvolve redes sem fios para ligação de equipamentos de baixíssimo consumo à internet. Criada em 2010, atualmente a Sigfox está presente em cerca de 60 países, cobrindo cerca de 1 bilhão de pessoas e com cobertura de 5 milhões de km<sup>2</sup> de área coberta [12].

O protocolo de comunicação Sigfox é uma tecnologia utilizada em redes LPWAN, aplicado a dispositivos de muito baixo consumo, são desenvolvidas principalmente para permitir comunicações de longo alcance. Devido ao seu elevado comprimento de onda e reduzida largura de banda, geralmente essas redes possuem velocidade de comunicação bastante reduzida, variando de 100 a 600 bps [8].

Diferentemente da rede LoRa (do inglês *Long Range*, rede de longo alcance) que é mantida de forma aberta pela comunidade de usuários, a rede Sigfox é mantida por operadoras, assim como ocorre na telefonia móvel. No Brasil a operadora responsável pela disponibilidade e cobertura em território nacional é a WND Brasil. Ao utilizar o Sigfox os desenvolvedores podem se abster de questões de cobertura, falhas e problemas de infraestrutura. Seguindo o modelo de negócios da WND, são oferecidos os planos de mensagem constantes na Tab.1 [11].

**Tabela 1** - Plano de serviço Sigfox WND Brasil [13]

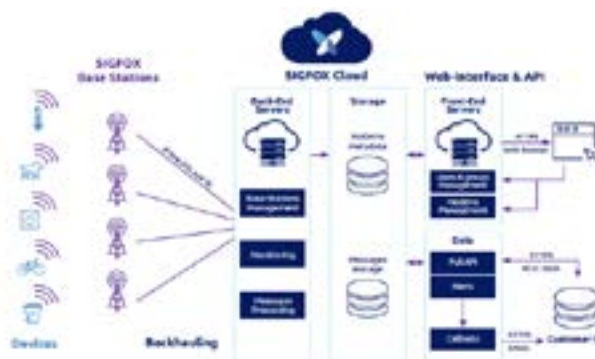
Plano	Mensagens por dia	
	UpLink (*)	Downlink (**)
Platinum	140	4
Gold	100	3
Silver	50	1
One	2	0

(\*) Tamanho da mensagem: 12 bytes  
(\*\*) Tamanho da mensagem: 8 bytes

Para desenvolver um sistema que utilize a pilha Sigfox é preciso adquirir um módulo de comunicação e obter cobertura na área geográfica em que será instalado o sistema. Este módulo de comunicação pode ser fornecido por diversos fabricantes, desde que seja um módulo validado pela Sigfox, e a área de abrangência da cobertura pode ser encontrada no *website* da empresa [12].

#### 2.3.1. Estrutura Sigfox

Pode-se dizer que a topologia de rede Sigfox é constituída por uma camada onde dispositivos coletam as informações desejadas (*end-devices*), uma camada para as antenas receptoras (*gateways*), outra camada é denominada *Network Server (Middleware)* onde os dados recebidos são tratados e enviados para uso pelas aplicações que os necessitem. Por fim, uma camada de aplicações (*Application Server*) onde os usuários finais terão acesso aos dados coletados, e se necessário poderão interagir com os *end-devices* [13]. A Fig.2 ilustra a topologia de rede.



**Figura 2** - Topologia da rede Sigfox [12].

A rede Sigfox se enquadra no tipo UNB (*ultra-narrow band*), utilizando para o continente americano canais com largura de banda de 600 Hz, conforme a Fig.3 e faixa de frequência entre 902 e 928 MHz. Redes UNB proporcionam comunicação estável e segura mesmo em longas distâncias e também eficiente consumo de energia, possibilitando aos seus dispositivos consumirem de 10 a 50 mA durante a transmissão, onde ocorre o máximo de uso de energia [14].

A rede Sigfox aposta em basicamente dois diferenciais, sendo um o recurso de acesso aleatório, onde um dispositivo ao enviar uma mensagem, realizará também o envio de três réplicas em tempos e frequências distintas, aumentando assim a resistência do sistema a interferências, tornando-o bastante confiável [15].

O outro diferencial desta solução é a recepção cooperativa, onde um dispositivo não está associado a uma estação base específica, se uma tenha realizado a emissão de uma mensagem uma das estações próximas se encarregará de recebê-la, esse conceito é denominado “diversidade espacial”.

A rede Sigfox apresenta também a vantagem de conseguir alcançar grande cobertura com um número relativamente pequeno de estações de base, isso só é possível graças ao bom *link budget* (158 dB), que por sua vez é definido pela soma da sensibilidade da estação base, da potência de saída dos dispositivos e ganhos de antena [16].

A Sigfox funciona através da comunicação bidirecional entre equipamentos e uma estação de base, por meio da tecnologia UNB. No momento em que uma estação de base da operadora recebe uma mensagem de um dos equipamentos presente na sua área de cobertura, essa efetua o despacho de uma mensagem para a nuvem da Sigfox. Assim que a informação é recebida na nuvem, essa é enviada para uma nuvem individual, a do controlador do sistema, dessa forma ele pode visualizar e trabalhar com a informação recebida [12]. A Fig.3 permite observar o percurso descrito pela mensagem, desde sua geração até chegar ao controlador do sistema.

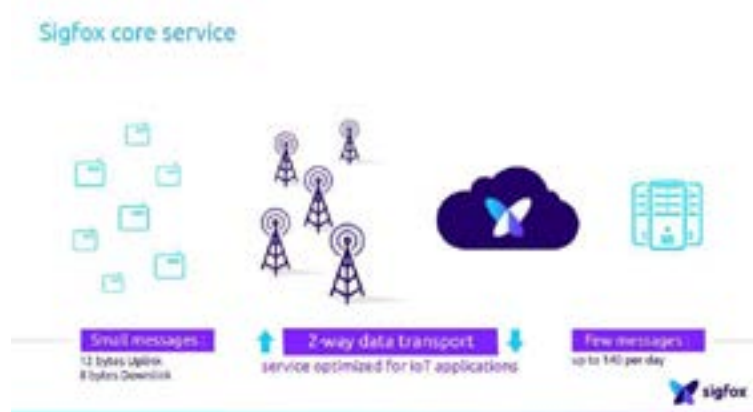


Figura 3 - Ilustração do funcionamento de uma rede Sigfox [12].

A tecnologia UNB, do inglês *ultra-narrow band* (banda ultra estreita), permite enviar mensagens em canais na maioria das vezes menores que 200 Hz. Dessa forma, a utilização deste tipo de sinais permite superar o alcance em 50 Km, quando em zonas rurais, além de possuir forte imunidade a ruído, devido à baixa largura de banda do sinal é possível utilizar receptores com filtros de baixa largura de banda também, assim grande parte do ruído pode ser removido [8].

#### 2.4. Internet das Coisas e os Sistemas de Energia Renováveis

Acredita-se que a próxima fase de inovações na indústria de energia renovável pode ser implementada pela Internet das Coisas, através de sensoriamento e manipulação de dados [17].

O compartilhamento de informações e dados entre sistemas interconectados, bem como a implementação de avançados algoritmos de análise e aprendizado de máquina, aliados a sistemas que permitem a descentralização do armazenamento, processamento e análise dos dados são possibilidades interessantes para o avanço tecnológico da indústria de energia renovável. Esta conectividade pode aumentar a confiabilidade, sustentabilidade e a eficiência energética, melhorando o acesso à informação dos sistemas e dispositivos conectados à internet, outros serviços e com



pessoas em escala global, através da IoT.

O conceito *Smart Grid* (SG), termo utilizado para as redes elétricas inteligentes, as quais utilizam da tecnologia da informação para tornar o sistema mais eficiente, serve como exemplo em que a tecnologia da IoT está se popularizando. As SGs, próxima geração de redes elétricas, procuram inserir a ideia de computadorizar as redes, através da possibilidade de comunicação digital e controle de todos os dispositivos conectados à rede a partir de uma unidade central [18].

Atualmente os dados da IoT podem ser analisados em alta velocidade, quase que em tempo real, é possível dizer que o uso eficaz dela será um diferencial importante para os vencedores dessa próxima fase de crescimento da indústria de energia renovável. Além da análise de dados para aprendizado, as análises em tempo real permitem que as empresas sejam ágeis para evitar problemas, resolvendo-os antes que se tornem graves ou até mesmo se preparem antecipadamente para algo emergente e possam reduzir os danos [17]. Dessa forma, novos serviços de regulação de frequência, muito mais eficientes que os convencionais, podem ser criados em redes de energias renováveis através de controles em tempo real [1].

Há pouca literatura sobre o uso de redes IoT voltadas a energias fotovoltaicas, o uso de IoT como plataforma para a transmissão e computação dos dados é bastante nova na área das energias renováveis, pesquisas relacionadas se tornam interessantes e necessárias para o desenvolvimento tecnológico desses sistemas [19].

### 3. Conclusão

Este artigo apresentou uma revisão bibliográfica e análise do conceito de Internet das Coisas e das características da rede Sigfox, aplicadas a sistemas de energia renováveis, e de como essas duas tecnologias podem ser exploradas e aperfeiçoadas, visando oferecer menor custo, menor consumo de energia e qualidade das aplicações no quesito monitoramento remoto de parâmetros.

Foram levantados aspectos importantes da Internet das Coisas e da rede Sigfox, tecnologias emergentes que oferecem soluções que atendem a diversas demandas do mercado de energias renováveis. Essas tecnologias estão começando a se expandir em todos os campos da indústria de maneira gradual. Se incentivadas pela indústria das renováveis, quando bem administradas e aplicadas em soluções que englobem economia e sustentabilidade, elas podem gerar serviços de qualidade, economia e atender as necessidades dos clientes.

Desta forma, atualmente a rede Sigfox possui boa cobertura de rede e continua em plena expansão ao redor do mundo. Este sistema possui alta eficiência energética, baixo custo, permite transmissões de longo alcance e baixo ruído, além de manter comunicação estável e segura em curtas e longas distâncias. Além disso, para desenvolver um sistema que utilize a rede Sigfox, basta apenas adquirir um módulo de comunicação validado pela Sigfox e obter cobertura na área geográfica de instalação do sistema.

### 4. Agradecimentos

Este projeto é desenvolvido com aporte de recursos das empresas distribuidoras, COOPERA e CERMOFUL para o programa “Pesquisa e Desenvolvimento” regulamentado pela ANEEL (5370-0003/2018). Os autores gostariam de agradecer à COOPERA e a CERMOFUL pelo suporte técnico e aporte de recursos.

## REFERÊNCIAS

- [1] CUSIN SACIOTTI, A. *et al.* A INTERNET DAS COISAS E AS ENERGIAS RENOVÁVEIS 1. 2016. Disponível em: <[http://abciber.org.br/anaisletronicos/wp-content/uploads/2016/trabalhos/a\\_internet\\_das\\_coisas\\_e\\_as\\_energias\\_renovaveis\\_jose\\_roberto\\_madureira\\_junior.pdf](http://abciber.org.br/anaisletronicos/wp-content/uploads/2016/trabalhos/a_internet_das_coisas_e_as_energias_renovaveis_jose_roberto_madureira_junior.pdf)>. Acesso em: 6 jul. 2019.
- [2] LACERDA, F.; LIMA-MARQUES, M. Da necessidade de princípios de arquitetura da Informação para a Internet das Coisas. *Perspectivas em Ciência da Informação*, v. 20, p. 158–171, 2015.
- [3] MANCINI, M. Internet das Coisas: História, Conceitos, Aplicações e Desafios. *Pmi-Sp*, n. Junho, p. 9, 2017.

- [4] DEORAS, S. *First ever iot device - the internet toast*. Disponível em: <<http://iotindiamag.com/2016/08/first-ever-iot-device-the-internet-toaster/>>. Acesso em: 10 jun. 2019.
- [5] NEPIOT. *Sobre*. Disponível em: <<http://www.nepiot.com.br/WP/sobre/%3E>>. Acesso em: 20 jun. 2019.
- [6] GARCÉS, P. P. *Redes de Área Extensa para aplicaciones de IoT: modelado de comunicaciones Sigfox*. 2017f. 80 f. Universitat Politecnica de Valencia, 2017.
- [7] FREITAS DIAS, R. R. *Internet das Coisas sem mistérios: uma nova inteligência para os negócios*. Netpress Books, 2016.
- [8] BARBOSA, R. M. R. *Sistema de monitorização do consumo de água utilizando tecnologia Sigfox*. 2017h. 94 f. Universidade do Porto, 2017.
- [9] ALI, A. *et al.* Technologies and challenges in developing Machine-to-Machine applications: A survey. *Journal of Network and Computer Applications*, v. 83, n. February, p. 124–139, 2017.
- [10] VEJLGAARD, B. *et al.* Interference impact on coverage and capacity for low power wide area IoT networks. *IEEE Wireless Communications and Networking Conference, WCNC*, p. 6, 2017.
- [11] FINNEGAN, J.; BROWN, S. A Comparative Survey of LPWA Networking. *Networking and Internet Architecture*, p. 10, 2018.
- [12] SIGFOX. *Website da empresa Sigfox*. Disponível em: <<https://www.sigfox.com/en>>. Acesso em: 3 jun. 2019.
- [13] GARCIA, P. S. R.; KLEINSCHMIDT, J. H. Tecnologias Emergentes de Conectividade na IoT: Estudo de Redes LPWAN. *Xxxv Simpósio Brasileiro De Telecomunicações E Processamento De Sinais*, p. 3–6, 2017.
- [14] JUDE, O.; TECHNOLOGIES, J. U. I. Obinna Jude Joseph Ultra-Narrowband Internet-of-Things Technologies. n. November, 2017.
- [15] AERNOUTS, M. *et al.* Sigfox and LoRaWAN Datasets for Fingerprint Localization in Large Urban and Rural Areas. *Data*, v. 3, n. 2, p. 13, 2018.
- [16] VEJLGAARD, B. *et al.* Coverage and Capacity Analysis of Sigfox, LoRa, GPRS, and NB-IoT. *IEEE Vehicular Technology Conference*, v. 2017- June, 2017.
- [17] HUMMEL, M. *The Future of the Internet of Things in Renewable Energy*. Disponível em: <<https://www.renewableenergyworld.com/articles/2015/09/the-future-of-the-internet-of-things-in-renewable-energy0.html>>. Acesso em: 24 jun. 2019.
- [18] SRBINOVSKI, B. *et al.* ECO: An IoT platform for wireless data collection, energy control and optimization of a miniaturized wind turbine cluster: Power analysis and battery life estimation of IoT platform. *Proceedings of the IEEE International Conference on Industrial Technology*, p. 412–417, 2017.
- [19] ROGIER, J. K.; MOHAMUDALLY, N. Forecasting Photovoltaic Power Generation via an IoT Network Using Nonlinear Autoregressive Neural Network. *Procedia Computer Science*, v. 151, n. 2018, p. 643–650, 2019s. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.procs.2019.04.086>>.



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## THERMAL MANAGEMENT SYSTEMS FOR LI-ION BATTERIES COOLING: A REVIEW

Jeferson Diehl de Oliveira <sup>(1)</sup>

Clauber André Ferasso <sup>(2)</sup>

Lirio Schaeffer <sup>(3)</sup>

Luciane Calabria <sup>(4)</sup>

Cesar Pandolfi <sup>(5)</sup>

### ABSTRACT

Thermal management system is a relevant aspect for Li-ion batteries, mainly for electric vehicles. For this reason, several cooling methods have been proposed along the years, considering effect of both thermal conduction and convection. This study reviews the main methods applied for cooling Li-ion batteries: the use of phase change materials PCMs, air-forced and liquid cooling. Cell Arrangements are also presented due to the effect of temperature distribution. Finally, a discussion on the use of flow boiling as a mechanism of heat transfer in Li-ion batteries is presented.

**Key words — lithium-ion battery, thermal management, optimization, heat exchanger.**

### 1. INTRODUCTION

A global demand for vehicles is presenting a rapid growth, especially in developed countries. Nowadays, electric vehicles (EVs), hybrid electric vehicles (HEVs) and plugin hybrid electric vehicles (PHEVs) represent an alternative due to absence of nonrenewable resources such as petroleum or natural gas. In fact, environmental problems concerning pollution and greenhouse effect represent a challenge. The use of Li-ion batteries has become the main choice for energy storage units of EVs, mainly because of high energy, power density and capacity of accepting high charging rate in such batteries. But the performance of Li-ion cells is influenced directly by the temperature. At low temperature, Li-ion batteries present a decreasing performance and a low life expectancy with increasing the temperature [1]-[4]. In critical cases, the overheating of batteries can cause dangerous damages, including fire and/or explosion [5]. For this reason, a thermal management is needed and

<sup>(1)</sup> Prof. Dr.; FSG Centro Universitário, Brazil, [jeferson.oliveira@fsg.edu.br](mailto:jeferson.oliveira@fsg.edu.br)

<sup>(2)</sup> Prof. Ms.; FSG Centro Universitário, Brazil, [clauber.ferasso@fsg.edu.br](mailto:clauber.ferasso@fsg.edu.br)

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, [schaefer@ufrgs.br](mailto:schaefer@ufrgs.br)

<sup>(4)</sup> Prof. Dr.; FSG Centro Universitário, Brazil, [luciane.calabria@fsg.edu.br](mailto:luciane.calabria@fsg.edu.br)

<sup>(5)</sup> Prof. Dr.; FSG Centro Universitário, Brazil, [cesar.pandolfi@fsg.edu.br](mailto:cesar.pandolfi@fsg.edu.br)

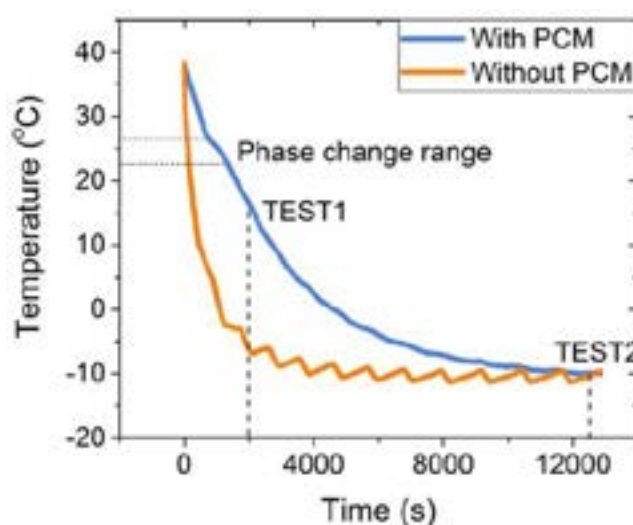


has become a challenge. Several thermal managements systems have been implemented in Li-ion batteries, including cooling via phase change materials (PCMs) [6], heat pipe cooling [7], forced air cooling [8]-[11], mist cooling and liquid cooling [12]. But such thermal management systems present serious limitations due to the generation of a large amount of thermal energy caused by electrochemical reactions during discharging process, causing overheating of the battery and a non-uniform temperature distribution. Considering these aspects, the use of other thermal management systems would be interesting to guarantee a better temperature control, including, for example, flow boiling to increase the heat transfer coefficient, compact heat exchangers to maximize the contact area – volume ratio of the working fluid, etc.

## 2. MAIN THERMAL MANAGERMENTS

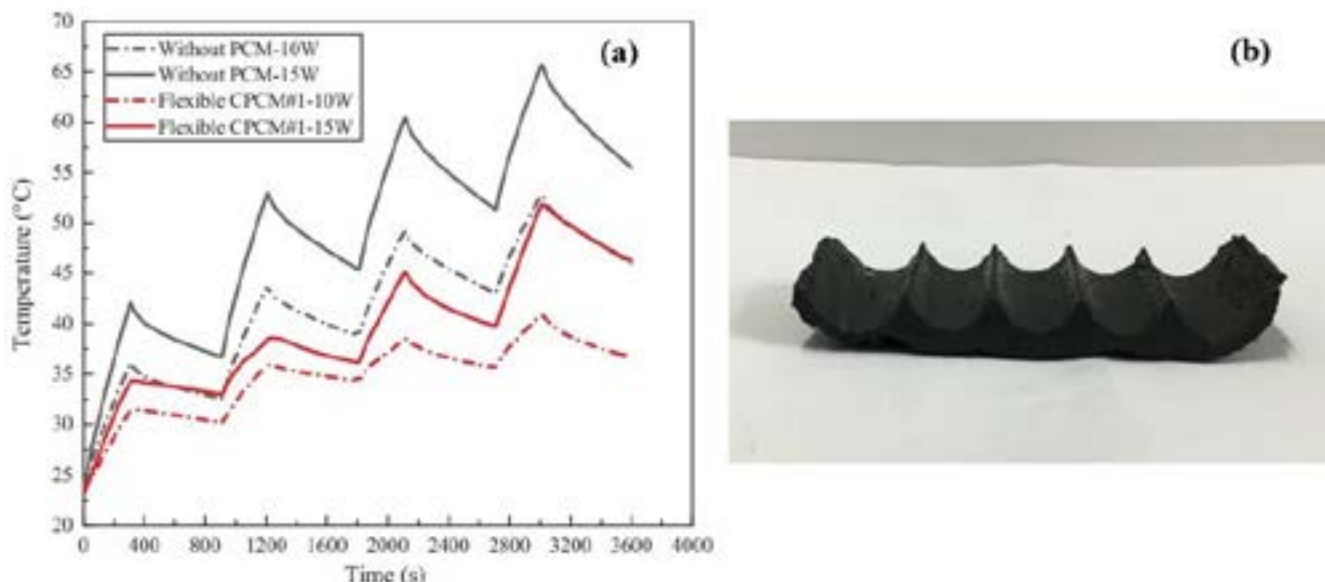
### 2.1 Phase change materials (PCMs)

The absence of motive components and compact configurations are some advantages related to the use of PCMs. In fact, the heat generated by Li-ion batteries can be absorbed by this type of material the phase change process, avoiding the increase of temperature along the time, helping to extend the working time of the batteries [13]. PCMs are generally classified into organic PCM (OPCM) and inorganic PCM (IPCM). Even considering advantages of IPCMs like lower volume changes and wider phase change temperature, most studies have been focused on investigation of OPCMs due to their negligible super-cooling [14] and low cost [15]. Ling et al. [16] studied the effect of a RT28/fumed silica composite PCM with a phase change temperature of 20 °C on a Li-ion battery operating below 5 °C. Figure 1 presents the results of battery temperature with and without PCM during preliminary cooling tests as a function of time. As it can be seen, in less than 1 hour, the temperature of the battery without PCM drops to ambient temperature. On the other hand, even after being soaked in the cold environment for more than 3 h, the temperature of the cell remains above -10 °C with PCM.



**Figure 1:** Cooling curve of battery cell with and without PCM. Adapted from [16].

Investigations on flexible form-stable composite phase change materials CPCM applied in Li-ion battery thermal management are also found in literature [17]-[22]. But generally, PCMs present low thermal conductivity, causing a temperature gradient during the heat transfer. To overcome this feature, many authors have struggled to add thermal conductivity enhancement materials, carbon fibers [23], metal foam [24], expanded graphite [25], [26] and nano graphite sheets [27]-[28]. Figure 2(a) shows an example of the transient behavior of temperature found by [13] during an investigation considering an ambient temperature of 25 °C, using two different CPCMs. And according to the authors, the temperature of battery pack dropped by more than 18 °C with the use of CPCM. Figure 2(b) presents an CPCM model used by the authors.

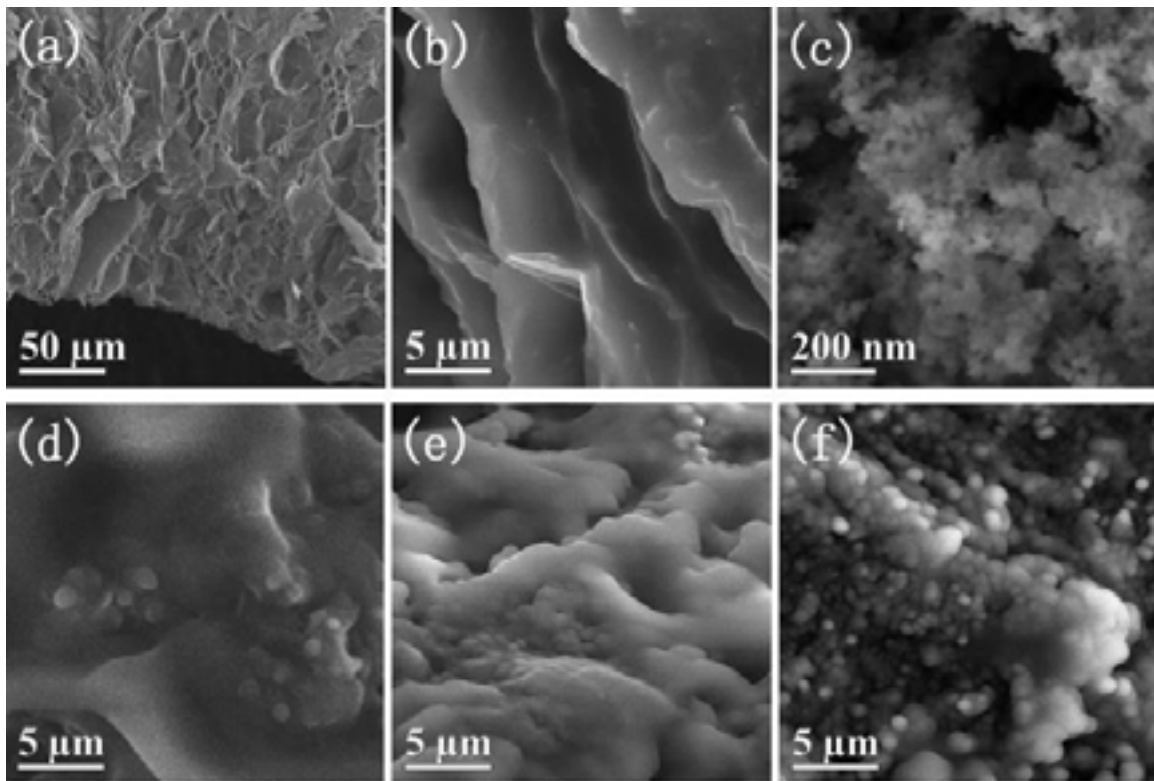


**Figure 2:** (a) Thermal performance of a flexible CPCM in transient working condition; (b) Photograph of a CPCM investigated. Adapted from [13].

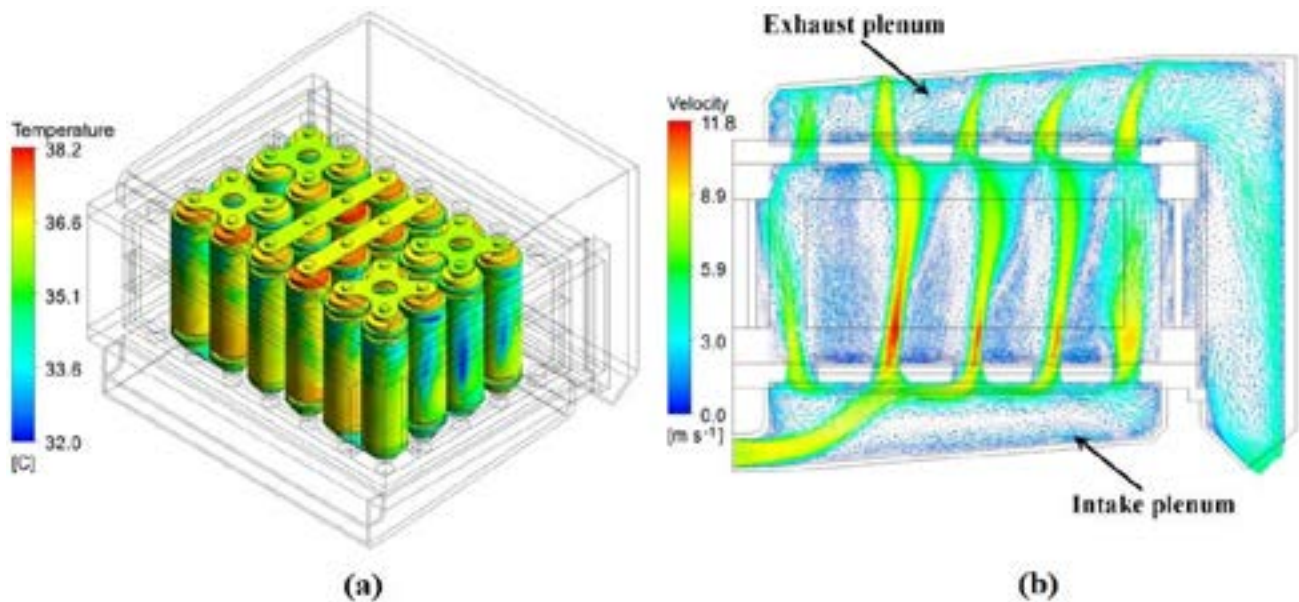
Anyway, considerable temperature gradient found in PCMs represents a challenge to thermal management. For this reason, several authors have implemented nanostructures to decrease both thermal resistance and heat latent of such materials. [29] used a physical mixing method to obtain six different nanosilica (NS)-enhanced CPCMs. Figure 3 presents some images obtained from a scanning electron microscope SEM. According to the authors a new class of CPCMs with considerable anti-volume-change and anti-leakage performances were obtained by adding small amounts of NS. In particular, the CPCM battery module with NS (CPCM-NS5.5) presented better cooling effect due to the reduce gap between the batteries and the module. For this reason, the maximum temperatures of CPCM-NS with 5.5 wt% of NS were found to be between 1.6 and 5.9 °C lower than those of CPCM without NS.

## 2.2. Air-Forced

Some efforts have been expended to the study of forced convection to thermal management in Li-ions batteries. An important investigation was performed by [8] to analyze the influence of convective heat transfer using air as a working fluid. The authors investigated both numerical and experimental cases. According to their results, module temperature decreases with increase of freestream air velocity and with increase the distance between battery cells. [9] also investigated the influence of the convection heat transfer on the thermal performance of Li-ion batteries packs, considering the several mass flow rates of cooling air in 3D numerical simulations. Figure 4(a)-(b) presents profiles of temperatures found in wall batteries and air velocity inside the pack. The authors emphasize that the cell in the center and front end of the pack is hotter than the cell on the side. Such a behavior is due to lack of air flow to the end of battery pack and concentrating of heat at the center of the battery pack. Moreover, the highest temperature also occurs at the end of the cell body which is located in the slot on the holding plate and block the cooling air reached the cell surfaces. The simulation results confirm that the designed air cooling system is capable to maintain the battery temperature within the desired range. The configuration of cells inside packs also represents a problem to the heat transfer. To study this parameter, a focus on different cell arrangements with forced air cooling was given by [11]. For this, the authors implemented a 3D CFD model was implemented to analyze the impact of different air cooling strategies on module thermal characteristics. Five different cell arrangements battery module were investigated, including 1 x 24, 3 x 8, 5 x 5 cell arrangements, a 19-cell hexagonal arrangement and a 28-cell circular arrangement. Figure 5 presents surface temperature obtained with and without the use of fan on battery module. Results show that 5 x 5 cell arrangement presents the best cooling capability, but the hexagonal structure offers the best space optimization as well as the cooling effectiveness.

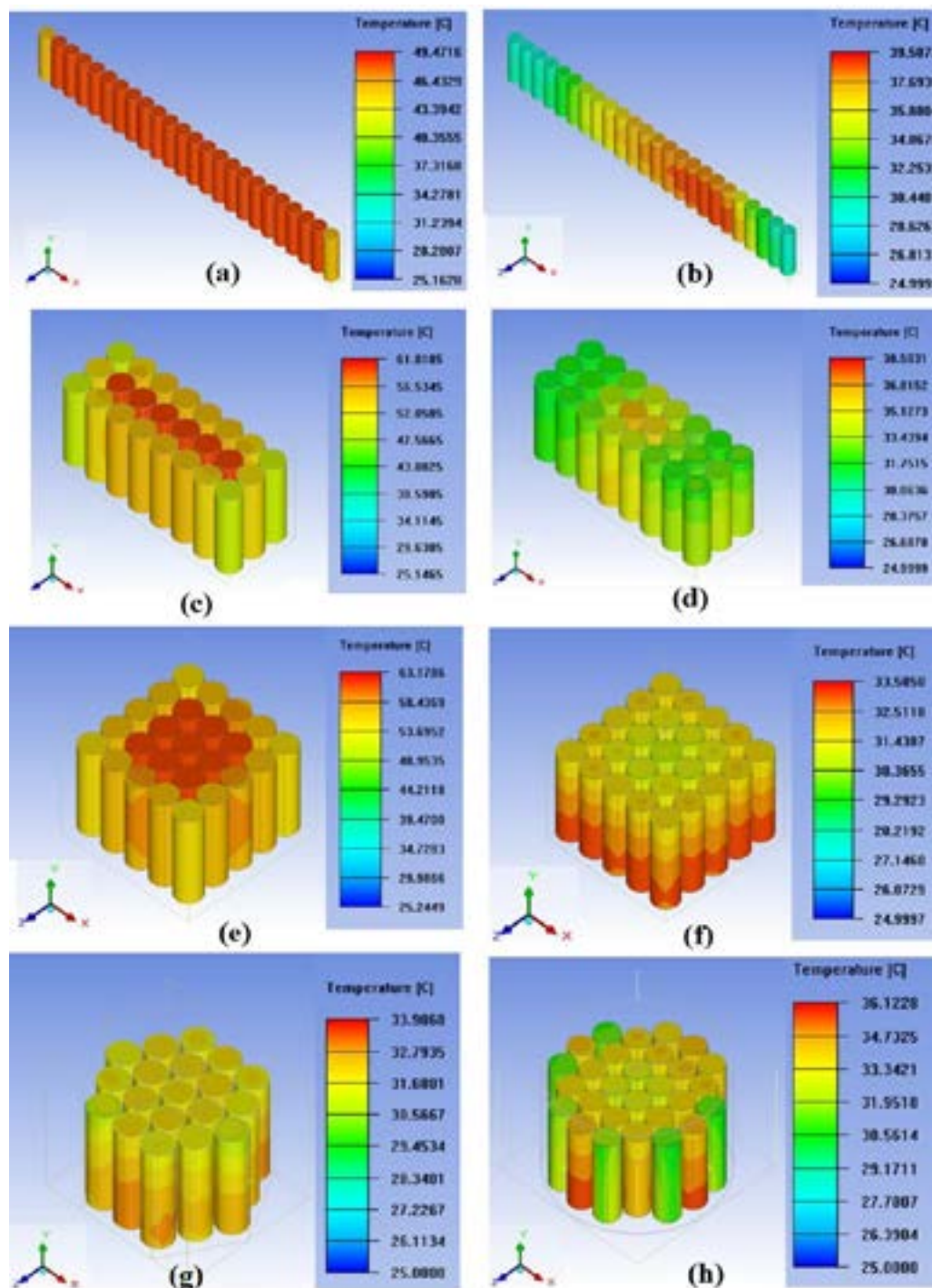


**Figure 3:** SEM images of (a) expanded graphite, (b) CPCM-NS0, (c) NS, (d) CPCM-NS3, (e) CPCM-NS5.5 and (f) CPCM-NS7. Adapted from [29].



**Figure 4:** (a) Temperature distribution of the cells in the battery pack, (b) left side view of battery pack with velocity contour of airflow through the intake plenum, compartment and exhaust plenum. Adapted from [9]



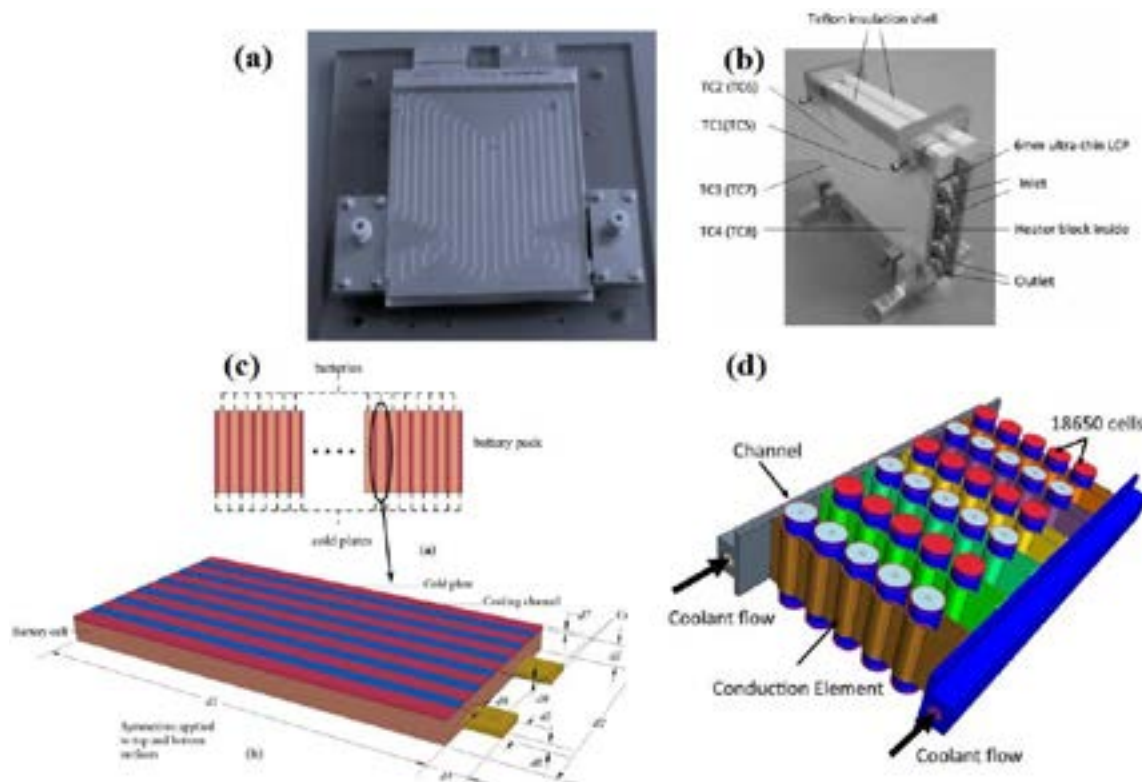


**Figure 5:** Temperature distribution on cell surface of (a) 1 x 24 cell arrangement module without fan, (b) 1 x 24 cell arrangement module with on the top surface of the module, (c) 3 x 8 battery module without airflow, (d) 3 x 8 battery module with fan on the top surface of the module, (e) 5 x 5 battery module without forced air cooling, (f) 5 x 5 battery module with fan on the top surface of the module, (g) hexagonal battery module with fan on the top, (h) cylindrical battery module with fan on the top. Adapted from [11].

### 2.3. Liquid cooling

Generally, liquid cooling is more complex, but this option offers a higher cooling capacity than air cooling system. Liquid cooling of the battery modules usually uses a heat spreader sandwich or a cold plate between the cells or submerging the cell in a dielectric fluid. In most cases, water, oil and ethylene glycol mixture are normally used as a working fluid to transfer heat from the batteries. However, the disadvantages of liquid cooling devices are related to the necessity of larger spaces and the increase of vehicle total weight, higher cost, high pumping power, potential leakage of cooling fluid and poor thermal contact between the cold plate and cell. For this reason, some authors have investigated the use of compact heat exchangers to minimize those problems. A study of a cold plate

with nine multiple small channels for a prismatic Li-ion battery was performed by [30] using water as a cooling liquid as shown in Figure 6(a). The authors investigated temperature profile from 1 to 4 °C discharge rates and boundary conditions ranging from 5 to 35 °C. According to results, the temperature distribution was improved and presented an increasing behavior with the increase of discharge rates. A compact heat exchanger was analyzed by [31] focusing in a complex geometry containing oblique fins, Figure 6(b). Besides the temperature, the heat transfer coefficient was also investigated due its direct relationship with heat fluxes and superheat temperature (the difference between wall temperature of the battery and water temperature) along the module with the aid of CFD method. Numerically, it was reported the improvement of heat transfer caused by the oblique fins. And experimental results also indicated the increase of the heat transfer coefficient with the increase of mass flow rate. Several other studies have been found in literature related to the heat transfer with the use of liquid cooling with compact and complex geometries, as presented by [32] and [33], shown in Figures 6(c)-(d).



**Figure 6:** Heat exchangers studied to thermal management in Li-ions batteries presented by (a) [30], (b) [31], (c) [32], (d) [33].

#### 2.4. Flow boiling - a possibility?

Although liquid cooling methods can remove large amounts of heat from Li-ions batteries, the risk of superheating is still present due to limitations of thermodynamics properties of working fluids such as thermal conductivity, Prandtl number, specific heat, etc. For this reason, the latent heat associated with the effects of nucleate and convective boiling found in flow boiling phenomena would be an interesting option. During many years, a lot of authors have focused on the study of heat transfer and pressure drop during flow boiling. Considering the existence of limitations in this case such as high reduce pressures [34]-[36], toxicity [37], the use of working fluids with low saturation temperatures can result in more efficient processes of heat transfer. In this case, the use of hydrocarbons would be a good option even the existence of flammability [38]-[41]. Some works have presented high heat transfer coefficient found with hydrocarbons, mainly with R-600a [42], [43] in small heat exchangers, but results related to the use in Li-ion thermal management have not been presented.

### 3. CONCLUSION

Researchers from various parts of the world have reported experimental and theoretical results on

thermal managements of Li-ion batteries. Based on the results regarding the performance of different technics for cooling such types of batteries, it can be understood that PCMs present thermophysical limitations and the use of CPCMs can be a better alternative although limitations related to high temperature gradients have been still presented. Better results have been found in the cases related to forced convection, mainly in the cases of liquid cooling. The configuration of the cell inside the modules also represents a challenge to optimize the heat transfer of Li-ion batteries. This study also offers a discussion on the use of flow boiling as a heat transfer mechanism for heat exchange.

### ACKNOWLEDGMENT

This work was partially supported by COPEX – FSG.

### References

- [1] JAGUEMONT, J.; BOULON, L.; DUBÉ, Y. *A comprehensive review of lithium-ion batteries used in hybrid and electric vehicles at cold temperatures*. Appl. Energy 2016, 164, 99-114.
- [2] ARORA, P.; WHITE, R.E.; DOYLE, M. *Capacity fade mechanisms and side reactions in lithium-ion batteries*. J. Electrochem. Soc., 1998, 145, 3647-3667.
- [3] ZIV, B.; BORGEL, V.; AURBACH, D.; KIM, J.-H.; XIAO, X.; POWELL, B.R. *Investigation of the reasons for capacity fading in Li-ion battery cells batteries and energy storage*. J. Electrochem. Soc., 2014, 161:A,1672-1680.
- [4] WANG, J.; PUREWAL, J.; LIU, P.; HICKS-GARNER, J.; SOUKAZIAN, S.; SHERMAN, E.; et al. *Degradation of lithium ion batteries employing graphite negatives and nickel-cobalt-manganese oxide + spinel manganese oxide positives: part 1, aging mechanisms and life estimation*. J. Power Sour., 2014, 269, 937-948.
- [5] WANG, Q.; PING, P.; ZHAO, X.; CHU, G.; SUN, J.; CHEN, C. *Thermal runaway caused fire and explosion of lithium ion battery*. J. Power Sour., 2012, 208, 210-224.
- [6] LING, Z.; CAO, J.; ZHANG, W.; ZHANG, Z.; FANG, X.; GAO, X. *Compact liquid cooling strategy with phase change materials for Li-ion batteries optimized using response surface methodology*. Appl. Energy, 2018, 228, 777-788.
- [7] LIU, F.; LAN, F.; CHEN, J. *Dynamic thermal characteristics of heat pipe via segmented thermal resistance model for electric vehicle battery cooling*. J. Power Sour., 2016, 321, 57-70.
- [8] HE, F.; LI, X.; MA, L. *Combined experimental and numerical study of thermal management of battery module consisting of multiple Li-ion cells*. Int. J. Heat Mass Transf., 2014, 72, 622-629.
- [9] SAW, L.H.; YE, Y.; TAY, A.A.O.; CHONG, W.T.; KUAN, S.H.; YEW, M.C. *Computational fluid dynamic and thermal analysis of Lithium-ion battery pack with air cooling*. Appl. Energy, 2016, 177, 783-792.
- [10] ZHAO J.; RAO, Z.; HUO, Y.; LIU, X.; LI, Y. *Thermal management of cylindrical power battery module for extending the life of new energy electric vehicles*. Appl. Therm. Eng., 2015, 85, 33-43.
- [11] WANG, T.; TSENG, K.J.; ZHAO, J.; WEI, Z. *Thermal investigation of lithium-ion battery module with different cell arrangement structures and forced air-cooling strategies*. Appl. Energy 2014, 134, 229-238.
- [12] MALIK, M.; DINCER, I.; ROSEN, M.A.; MATHEW, M.; FOWLER, M. *Thermal and electrical performance evaluations of series connected Li-ion batteries in a pack with liquid cooling*. Appl. Therm. Eng., 2018, 129, 472-481.
- [13] HUANG, Y.-H.; CHENG, W.-L.; ZHAO, R. *Thermal management of Li-ion battery pack with the application of flexible form-stable composite phase change materials*. Energy Conv. Manag., 2019, 182, 9-20.
- [14] MOHAMED, S.A.; AL-SULAIMAN, F.A.; IBRAHIM, N.I.; ZAHIR, M.H.; AL-AHMED, A.; SAIDUR, R, et al. *A review on current status and challenges of inorganic phase change materials for thermal energy storage systems*. Renew Sustain Energy Rev., 2017, 70, 1072-1089.
- [15] KAHWAJI, S.; JOHNSON, M. B.; KHEIRABADI, A.C.; GROULX, D.; WHITE, M. A. *Stable, low-cost phase change material for building applications: the eutectic mixture of decanoic acid and tetradecanoic acid*. Applied Energy, 2016, 168, 457-464.
- [16] LING, Z.; WEN, X.; ZHANG, Z.; FANG, X.; XU, T. *Warming-Up Effects of Phase Change Materials on Lithium-Ion Batteries Operated at Low Temperatures*. Energy Techno., 2016, 4, 1-7.
- [17] EHID, R.; FLEISCHER, A.S. *Development and characterization of paraffin-based shape stabilized energy storage materials*. Energy Convers. Manage., 2012, 53, 84-91.
- [18] TANG, Y.; JIA, Y.; ALVA, G.; HUANG, X.; FANG, G. *Synthesis, characterization and properties of palmitic acid/high density polyethylene/graphene nanoplatelets composites as form-stable phase change materials*. Sol Energy Mater. Sol. Cells, 2016, 155, 421-429.
- [19] QIAN, T.; LI, J.; FENG, W. *Single-walled carbon nanotube for shape stabilization and enhanced phase change heat transfer of polyethylene glycol phase change material*. Energy Convers. Manage., 2017, 143, 96-108.



- [20] ZHANG, L.; ZHANG, P.; WANG, F.; KANG, M.; LI, R.; MOU, Y.; et al. *Phase change materials based on polyethylene glycol supported by graphene-based mesoporous silica sheets*. Appl. Therm. Eng., 2016, 101, 217-223.
- [21] TIAN, B.; YANG, W.; LUO, L.; WANG, J.; ZHANG, K.; FAN, J.; et al. Synergistic enhancement of thermal conductivity for expanded graphite and carbon fiber in paraffin/EVA formstable phase change materials. Sol Energy 2016, 127, 48-55.
- [22] WEI, H.; XIE, X.; LI, X.; LIN, X. *Preparation and characterization of capric-myristic-stearic acid eutectic mixture/modified expanded vermiculite composite as a form-stable phase change material*. Appl. Energy, 2016, 178, 616-623.
- [23] ZHANG, Q.; LUO, Z.; GUO, Q.; WU, G. *Preparation and thermal properties of short carbon fibers/erythritol phase change materials*. Energy Convers. Manage., 2017, 136, 220-228.
- [24] CHEN, P.; GAO, X.; WANG, Y.; XU, T.; FANG, Y.; ZHANG, Z. *Metal foam embedded in SEBS/paraffin/HDPE form-stable PCMs for thermal energy storage*. Sol. Energy Mater. Sol. Cells., 2016, 149, 60-65.
- [25] ZHANG, H.; GAO, X.; CHEN, C.; XU, T.; FANG, Y.; ZHANG, Z. *A capric-palmitic-stearic acid ternary eutectic mixture/expanded graphite composite phase change material for thermal energy storage*. Compos. A. Appl. Sci. Manuf. 2016, 87, 138-145.
- [26] CHENG, W.-L.; LI, W.-W.; NIAN, Y.-L.; XIA, W.-D. *Study of thermal conductive enhancement mechanism and selection criteria of carbon-additive for composite phase change materials*. Int. J. Heat Mass Transf., 2018, 116, 507-511.
- [27] HARISH, S.; OREJON, D.; TAKATA, Y.; KOHNO, M. *Thermal conductivity enhancement of lauric acid phase change nanocomposite with graphene nanoplatelets*. Appl. Therm. Eng., 2015, 80, 205-211.
- [28] BAHIRAEI, F.; FARTAJ, A.; NAZRI, G.-A. *Experimental and numerical investigation on the performance of carbon-based nanoenhanced phase change materials for thermal management applications*. Energy Convers. Manage., 2017, 153, 115-128.
- [29] LV, Y.; SITU, W.; YANG, X.; ZHANG, G.; WANG, Z. *A novel nanosilica-enhanced phase change material with anti-leakage and anti-volume-changes properties for battery thermal management*. Energy Convers. Manage., 2018, 163, 250-259.
- [30] PANCHAL, S.; DINCER, I.; AGELIN-CHAAB, M.; FRASER, R.; FOWLER, M. *Experimental temperature distributions in a prismatic lithium-ion battery at varying conditions*. Int. Commun. Heat Mass Trans., 2016, 71, 35-43.
- [31] JI, L. W.; LEE, P. S.S.; KONG, X. X.; FAN, Y. CHOU, S.K. *Ultra-thin minichannel LCP for EV battery thermal management*. Applied Energy, 2014, 134, 229-238.
- [32] HUO, Y.; RAO, Z.; LIU, X.; ZHAO, J. *Investigation of power battery thermal management by using mini-channel cold plate*. Energy Conver. Manag., 2015, 89, 387-395.
- [33] BASU, S.; HARIHARAN, K. S.; KOLAKE, S. M.; SONG, T.; SOHN, D. K.; YEO, T. *Coupled electrochemical thermal modelling of a novel Li-ion battery pack thermal management system*. Applied Energy, 2016, 181, 1-13.
- [34] DUCOULOMBIER, M.; COLASSON, S.; BONJOUR, J.; HABERSCHILL, P. *Carbon dioxide flow boiling in a single microchannel – Part II: Heat transfer*. Exp. Therm. Fluid. Sci., 2011, 35, 597-611.
- [35] DANG, C.; HARAGUCHI, N.; HIHARA, E. *Flow boiling heat transfer of carbon dioxide inside a small-sized microfin tube*. Int. J. Refri., 2010, 33, 655-663.
- [36] CHOI, K.-I.; PAMITRAN, A.S.; OH, J.-T. *Two-phase flow heat transfer of CO<sub>2</sub> vaporization in smooth horizontal minichannels*. Int. J. Refri., 2007, 30, 767-777.
- [37] MAQBOOL, M. H.; PALM, B.; KHODABANDEH, R. *Flow boiling of ammonia in vertical small diameter tubes: Two phase frictional pressure drop results and assessment of prediction methods*. Int. J. Therm. Sci., 2012, 54, 1-12.
- [38] FAYYADH, E.M.; MAHMOUD, M. M.; SEFIANE, K.; KARAYIANNIS, T.G. *Flow boiling heat transfer of R134a in multi microchannels*. Int. J. Heat Mass Trans., 2017, 110, 422-436.
- [39] WANG, S.; GONG, M. Q.; CHEN, G.F.; SUN, Z. H.; WU, J. F. *Two-phase heat transfer and pressure drop of propane during saturated flow boiling inside a horizontal tube*. Int. J. Refri., 2014, 41, 200-209.
- [40] NASR, M.; AKHAVAN-BEHABADI, M.A.; MOMENIFAR, M.A.; HANAFIZADEH, P. *Heat transfer characteristic of R-600a during flow boiling inside horizontal plain tube*. Int. Com. Heat Mass Trans., 2015, 66, 93-99.
- [41] YANG, Z.-Q.; CHEN, G.-F.; YAO, Y.; SONG, Q.-L., SHEN, J.; GONG, M.-Q. *Experimental study on flow boiling heat transfer and pressure drop in a horizontal tube for R1234ze(E) versus R600a*. Int. J. Refri. 2018, 85, 334-352.
- [42] de OLIVEIRA, J. D.; COPETTI, J. B.; PASSOS, J. C. *An experimental investigation on flow boiling heat transfer of R-600a in a horizontal small tube*. Int. J. Refri., 2016, 72, 97-110.
- [43] SEMPÉRTEGUI-TAPIA, D. F.; RIBATSKI, G. *Flow Boiling Heat transfer and two-phase pressure drop of isobutane in a 1.1 mm diameter tube*. In: 23<sup>rd</sup> ABCM International Congress of Mechanical Engineering, Rio de Janeiro, Brazil.



## ESTUDO DE MATERIAL COMPÓSITO FERRO-RESINA PARA O USO EM DISPOSITIVOS ELETROMAGNÉTICOS<sup>1</sup>

*Dieison Monteiro<sup>2</sup>, Moisés de Mattos Dias<sup>3</sup>, Eduardo Luis Schneider<sup>4</sup>, Natanael de Oliveira da Rosa<sup>5</sup>, Elienai Josias Brum Dutra<sup>6</sup>, Jorge Rogerio Nobles Orba<sup>7</sup>, Marcio Rodrigo Leites Carvalho<sup>8</sup>, Guilherme Machado Friederichs<sup>9</sup>*

**RESUMO:** Este trabalho teve por objetivo, o estudo do material compósito Ferro-Resina, para o uso em dispositivos eletromagnéticos e eletromagneto-mecânico, como núcleos de rotor e estator em motores e gerador elétricos, e também para o uso como indutores e transformadores de pulso em conversores e inversores (dispositivos para acionamento de Motores Elétricos e Controladores de Carga). O material estudado é obtido a partir dos processos da Metalurgia do Pó, no qual pó de ferro é misturado ao pó da resina termofixa HRJ, compactado e curado. Foram estudados os compósitos Fe-1%HRJ, Fe-2%HRJ e Fe-3%HRJ, sendo obtidos corpos de prova na forma de cilindro, para avaliação das propriedades mecânicas (dureza e tensão de escoamento), anel (para obtenção de propriedades magnéticas e resistividade elétrica) e núcleos E e T na forma de transformador, para avaliação das perdas em frequência. Cita-se que estes materiais enquadram-se na classificação de material magnético macio, ou seja, devem possuir alta permeabilidade magnética relativa, baixa coercitividade, mas também elevada resistividade elétrica, para redução de correntes parasitas, quando utilizados em núcleos de motores, indutores e transformadores de pulso.

**Palavras-chave:** Compósito Ferro-Resina, Metalurgia do Pó, Propriedades Físicas

---

<sup>1</sup> Contribuição técnica a ser apresentada na 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis – RENOMAT 2019, Brasil/RS, 2 a 4 de outubro de 2019, Porto Alegre, RS, Brasil.

<sup>2</sup> Mestrando Caracterização de Materiais e Processos Industriais ICCT, Universidade Feevale, Campus II. RS 239, 2755 – CEP 93.352-000 – Novo Hamburgo / RS – Brasil – Fone: (51) 35868800 Fax: (51) 35868836 – e-mail: [dieison-dirmt@hotmail.com](mailto:dieison-dirmt@hotmail.com).

<sup>3</sup> Dr. Eng. Prof. Depto. Eng. Eletrônica e Mestrado em Tecnologia de Materiais. ICCT, Universidade Feevale, Campus II. RS 239, 2755 – CEP 93.352-000 – Novo Hamburgo / RS – Brasil – Fone: (51) 35868800 Fax: (51) 35868836 – e-mail: [moisesdias@feevale.br](mailto:moisesdias@feevale.br).

<sup>4</sup> Dr. Eng. Prof. UFRGS – e-mail: [00096217@ufrgs.br](mailto:00096217@ufrgs.br).

<sup>5</sup> Graduando Eng. Eletrônica. ICCT, Universidade Feevale, Campus II. RS 239, 2755 – CEP 93.352-000 – Novo Hamburgo / RS – Brasil – Fone: (51) 35868800 Fax: (51) 35868836 – e-mail: [natanael.oliveira.rosa@gmail.com](mailto:natanael.oliveira.rosa@gmail.com).

<sup>6,7,8,9</sup> Técnicos Mecânico Oficina Tecnológica. ICCT, Universidade Feevale, Campus II. RS 239, 2755 – CEP 93.352-000 – Novo Hamburgo / RS – Brasil – Fone: (51) 35868800 Fax: (51) 35868836 – e-mail: [elienai@feevale.br](mailto:elienai@feevale.br), [jorge@feevale.br](mailto:jorge@feevale.br), [carvalho.feevale@gmail.com](mailto:carvalho.feevale@gmail.com), [guilhermefriederichs@feevale.br](mailto:guilhermefriederichs@feevale.br)

# 1. INTRODUÇÃO

## 1.1. METALURGIA DO PÓ

A metalurgia do pó é a técnica metalúrgica que consiste em transformar pós de metais, metaloides ou ligas metálicas e, às vezes, também substâncias não-metálicas, em peças resistentes, sem recorrer-se à fusão, mas apenas pelo emprego de pressão e calor. O processo consiste em compactar e/ou modelar a mistura e aquecê-la (etapa chamada de sinterização), com o objetivo de melhorar a coesão da estrutura interna. A característica específica do processo é que a temperatura permanece abaixo da temperatura de fusão do elemento constituinte principal [1].

A metalurgia do pó é um processo em que a economia de material é levada ao extremo, com mínimas perdas de matéria-prima (as perdas na usinagem convencional, por exemplo, podem chegar a 50%). Certas ligas podem ser obtidas pela metalurgia do pó a custos várias vezes inferiores do que se fossem produzidas pela metalurgia convencional. A possibilidade de conjugar peças simples e partes sinterizadas também representa um importante fator de economia de custos, com preservação de qualidade do produto final. O controle exato da composição química desejada do produto final, a redução ou eliminação das operações de usinagem, o bom acabamento de superfície, a pureza dos produtos obtidos e a facilidade de automação do processo produtivo são alguns dos motivos que tornam a metalurgia do pó uma fonte produtora de peças para praticamente todos os ramos da indústria, como o automobilístico, de informática, aeroespacial, de material eletroeletrônico, de equipamentos e implementos agrícolas, têxtil e tantos outros. Entretanto, algumas limitações ainda não superadas tornam a metalurgia do pó uma solução inviável em algumas situações. Em outras situações, a metalurgia do pó não é o último processo. Por exemplo, a peça tem de ser extraída de uma matriz, o que dificulta a produção de peças com certas características geométricas (furos, rasgos etc.), que devem ser obtidas por usinagem posterior [1]. A figura 1 mostra, esquematicamente, as várias etapas da técnica de metalurgia do pó. A figura 2-a mostra o desenho esquemático e a figura 2-b mostra uma matriz de duplo efeito, utilizada para compactação de pós metálicos, cerâmicos e compósitos.

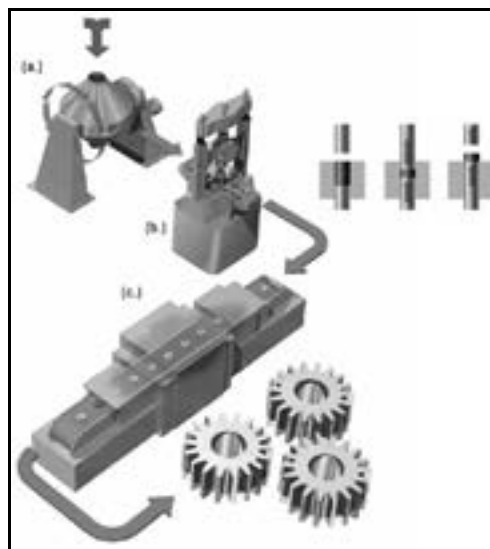


Figura 1 – Principais etapas para obtenção de peças por M/P - (a) Mistura - (b) Compactação - (c) Sinterização [2]



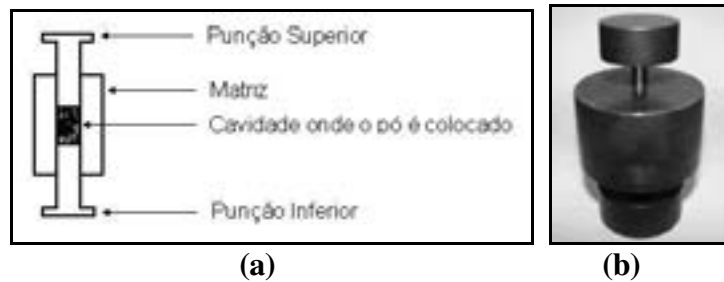


Figura 2 – Matriz de duplo efeito utilizada para compactação de materiais magnéticos – (a) Desenho esquemático – (b) Fotografia [3]

## 1.2. COMPÓSITO MAGNÉTICO MACIO

Soft Magnetic Composites Materiais ou simplesmente SMC são basicamente partículas de pó ferromagnético (figura 3), normalmente ferro puro por possuir alta saturação magnética em comparação com a maioria de suas ligas revestidas por filme isolante elétrico. Componentes SMC são produzidos utilizando técnicas tradicionais de metalurgia do pó. O processo de produção desses componentes, em linhas gerais, consiste em compactação e posterior tratamento térmico para cura [4-7].

As pesquisas por materiais magnéticos com melhores características são motivadas pela possibilidade de redução nas dimensões dos equipamentos (maquinas elétricas, por exemplo) e diminuição de limitações no desempenho devido, por exemplo, à saturação e perdas magnéticas por histerese e Foucault. Embora haja um aumento considerável da resistência elétrica das peças confeccionadas o que reduz as correntes parasitas de dispositivos eletromagneto-mecânicos, também há uma redução considerável da permeabilidade magnética relativa [4-10].

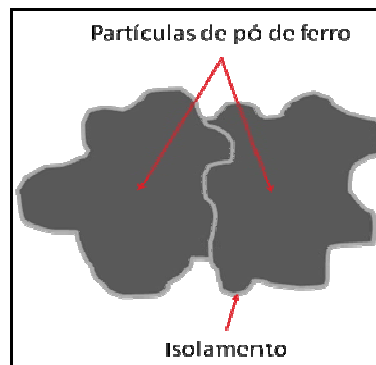


Figura 3 – SMC: Partículas de Pó Ferromagnético Microencapsuladas com uma Película Isolante Elétrica [7]

Entretanto, deve-se destacar que existem três tipos de materiais magnéticos compósitos macios, no qual um fina camada de material, além de colar as partículas de ferro, também servem de isolante elétrico, a saber:

- Microencapsulado: Partículas de pós de ferro, cobertos com uma fina camada de material isolante, a partir de óxidos, não divulgados, pois são segredos industriais, sendo o mais conhecido o material Somaloy fabricado pela Höganäs. Estes materiais são compactados e após, submetidos a um tratamento térmico para consolidação das peças [8].

- Composto Ferro com Resina Termoplástica: Neste processo, pó de ferro é misturado a resinas termoplásticas e compactadas à quente, assim, a resina tende a fundir parcialmente agregando as partículas de ferro. Neste processo, não há necessidade de posterior tratamento térmico [9].
- Composto Ferro com Resina Termoplástica. Neste processo, pó de ferro é misturado a resinas termofixas e compactadas. Após segue-se um tratamento térmico para cura da resina [5,6,10].

### 1.3. GRANDEZAS ELETROMAGNÉTICAS

#### 1.3.1. Introdução

O estudo apropriado de dispositivos eletromagnéticos inicia pela compreensão das principais grandezas físicas relacionadas com o eletromagnetismo, bem como um estudo sobre as principais unidades de medidas do magnetismo. Esta revisão se faz necessária para esclarecer, por exemplo, as diferenças entre as unidades de campo magnético, indução magnética e fluxo magnético. Portanto, a seguir é apresentada uma breve revisão sobre as grandezas eletromagnéticas mais importantes.

#### 1.3.2. Campo, Indução e Fluxo Magnéticos

Uma carga elétrica estática produz um campo elétrico  $\mathbf{E}$ . De acordo com a lei de Ampère uma carga elétrica em movimento ou corrente elétrica  $\mathbf{I}$  produz, além deste campo elétrico, um campo magnético  $\mathbf{H}$  [11-13].

$$\oint \mathbf{H} d\mathbf{l} = \int_s \mathbf{J} ds = I \quad \text{Equação [1]}$$

onde  $\mathbf{H}$  = campo magnético [A/m]

$l$  = comprimento infinitesimal [m]

$J$  = densidade de corrente [A/m<sup>2</sup>]

$S$  = elemento infinitesimal de superfície [m<sup>2</sup>]

$I$  = corrente elétrica [A]

A integral de linha  $\mathbf{H}$  ao longo do caminho fechado é igual a corrente no fio quando os caminhos envolvem o fio (figura 4). O sentido do campo magnético também pode ser dado pela regra do saca-rolha (mão direita). O polegar aponta na direção de  $\mathbf{I}$  e os outros dedos na direção de  $\mathbf{H}$  [1-3].

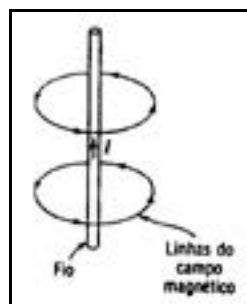


Figura 4 – Campo magnético  $\mathbf{H}$  a partir de corrente elétrica  $\mathbf{I}$  [11]

No sistema internacional de unidades MKS (metro-kilograma-segundo)  $\mathbf{H}$  é expresso em Ampère/metro [A/m]. No sistema CGS (centímetro-grama-segundo)  $\mathbf{H}$  é expresso em Oersted [Oe] tal que [11-13]:

$$\boxed{0,01256.Oe = 1.A/m} \quad \text{Equação [2]}$$

Um campo magnético  $\mathbf{H}$  induz linhas de fluxo magnético ou indução magnética  $\mathbf{B}$ , que se relacionam através da permeabilidade magnética do meio  $\mu$  tal que [11-13]:

$$\boxed{\mathbf{B} = \mu\mathbf{H}} \quad \text{Equação [3]}$$

onde  $\mathbf{B}$  = indução magnética [T] ou [Wb/m<sup>2</sup>]

$\mu$  = permeabilidade magnética do meio [H/m]

$\mathbf{H}$  = campo magnético [A/m]

No sistema CGS  $\mathbf{B}$  é expresso como Gauss [G] tal que [11-13]:

$$\boxed{1.T = 10^4.G} \quad \text{Equação [4]}$$

Para a maioria dos materiais  $\mathbf{B}$  e  $\mathbf{H}$  tem mesma direção e sentido (meios isotrópicos) e  $\mu$  é um escalar (número real). Em alguns cristais  $\mathbf{B}$  pode não ter a mesma direção de  $\mathbf{H}$  (meios anisotrópicos) e  $\mu$  é um tensor (matriz). Para  $\mathbf{B}$  uniforme e superfície plana o fluxo magnético total  $\phi$  perpendicular à superfície pode ser escrito como [11-13]:

$$\boxed{\phi = \mathbf{B}\mathbf{A}} \quad \text{Equação [5]}$$

onde  $\phi$  = fluxo magnético total [Wb]

$\mathbf{B}$  = indução magnética [T]

$\mathbf{A}$  = área da seção, transversal às linhas de fluxo [m<sup>2</sup>]

### 1.3.3. Permeabilidade Magnética Relativa

A permeabilidade magnética do meio é representada como [11-13]:

$$\boxed{\mu = \mu_r \mu_o} \quad \text{Equação [6]}$$

onde  $\mu$  = permeabilidade magnética do meio [H/m]

$\mu_r$  = permeabilidade magnética relativa [adimensional]

$\mu_o$  = permeabilidade magnética do vácuo =  $4\pi \times 10^{-7}$  H/m

A tabela 1 relaciona algumas substâncias com suas respectivas permeabilidades relativas. Deve-se salientar que a permeabilidade magnética relativa não é constante para alguns materiais, principalmente os ferromagnéticos e, neste caso, a tabela apresenta os valores máximos. A partir da tabela 1 pode-se concluir o seguinte [11]:

$\mu_r$  (substâncias diamagnéticas)  $\Rightarrow$  ligeiramente menor que 1

$\mu_r$  (substâncias paramagnéticas)  $\Rightarrow$  ligeiramente maior que 1

$\mu_r$  (substâncias ferromagnéticas)  $\Rightarrow$  muito maior que 1



Tabela 1 – Permeabilidade Relativa de alguns materiais [11]

Substância	Grupo	$\mu_r$
Bismuto	Diamagnético	0,99983
Prata	Diamagnético	0,99998
Cobre	Diamagnético	0,999991
Água	Diamagnético	0,999991
Vácuo	Não-magnético	1
Ar	Paramagnético	1,0000004
Alumínio	Paramagnético	1,00002
Paládio	Paramagnético	1,0008
Pó de permalloy 2-81	Ferromagnético	$1,3 \times 10^2$
Cobalto	Ferromagnético	$2,5 \times 10^2$
Níquel	Ferromagnético	$6,0 \times 10^2$
Ferroxcube 3	Ferromagnético	$1,5 \times 10^3$
Aço doce	Ferromagnético	$2,0 \times 10^3$
Ferro (0,2% de impurezas)	Ferromagnético	$5,0 \times 10^3$
Permalloy 78	Ferromagnético	$1,0 \times 10^5$
Supermalloy	Ferromagnético	$1,0 \times 10^6$

Outros tipos de materiais são o antiferromagnético, *ferromagnético* e *superparamagnético*. Um exemplo de material antiferromagnético é o óxido de ferro. A ferrita macia é um material ferromagnético e a fita magnética é um material superparamagnético [11-13].

#### 1.3.4. Magnetização e Curva de Histerese

Se uma peça (por exemplo cilíndrico) for colocada dentro de uma bobina (fio enrolado com várias voltas ou espiras), e circular por esta bobina uma corrente elétrica  $I$ , um campo magnético  $H$  será gerado no interior desta bobina, e a peça irá sofrer uma indução magnética  $B$  [11-13].

Se o material do qual foi obtido a peça for diamagnética ou paramagnética pouca linha de fluxo magnética serão induzidas e a relação  $B \times H$  será mais ou menos linear. Se o material for ferromagnético muitas linhas de fluxo serão induzidas (fenômeno de magnetização) e a relação  $B \times H$  será uma curva (figura 5-a). Observe que esta apresenta uma histerese sendo portanto denominada de *curva de histerese* ou *ciclo de histerese*. Estes materiais também são conhecidos como *materiais magnéticos* [11-13].

O ponto em que a curva corta o eixo de  $B$  no quadrante superior esquerdo é denominado de *magnetismo remanente* ou *retentividade*  $B_r$  (quando o material foi saturado) e representa a indução magnética residual que permanece no espécime mesmo após a sua retirada de dentro da bobina ou seja sem campo magnético aplicado ( $H = 0$ ). O ponto em que a curva corta o eixo de  $H$  no mesmo quadrante é denominado de *força coercitiva* ou *coercitividade*  $H_c$  (quando o material foi saturado) e representa o campo magnético necessário para desmagnetizar o espécime ( $B = 0$ ). Outro fator importante na identificação dos materiais magnético é o produto energético  $BH_{max}$  que está associado com a densidade de energia armazenada no material [11-13].

A figura 5-b mostra dois ciclos de histerese, um largo que representa um *material magnético duro* também conhecido como ímã permanente, e um estreito que representa

um *material magnético macio*. Os materiais magnéticos duros também são conhecidos por ímãs permanentes e devem apresentar elevada retentividade e coercitividade magnéticas. Os materiais magnéticos macios, são os aços magnéticos em geral (com exceção de algumas ligas de aço inox que são paramagnéticas) utilizados na construção de núcleos magnéticos, os SMCs, e as ferritas macias utilizadas na construção de indutores [11-13].

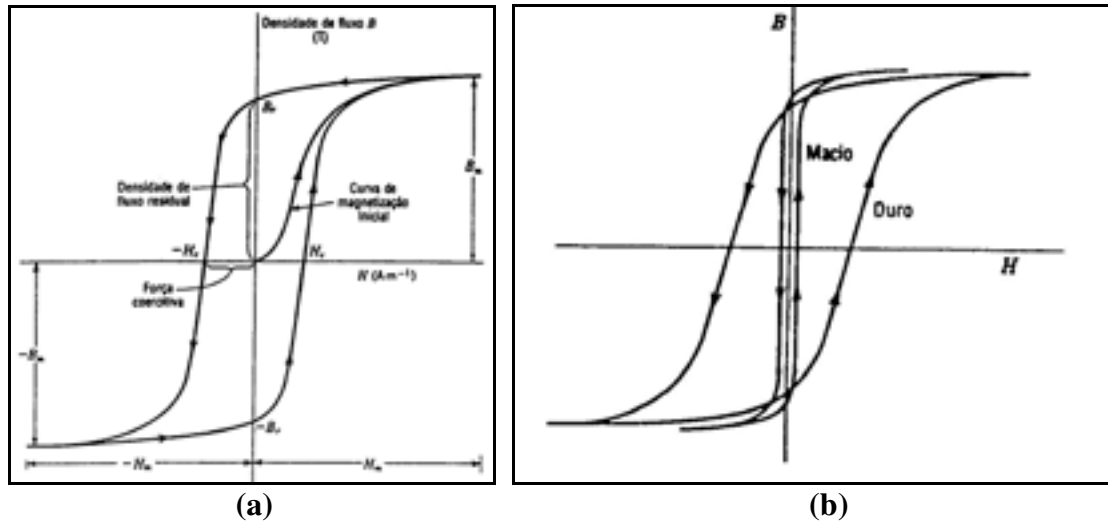


Figura 5 – Curvas Magnéticas – (a) Laço de Histerese e Curva de Magnetização – (b) Material Magnéticamente Macio e Duro [11]

### 1.3.5. Indução Magnética em Núcleos

Seja uma bobina de comprimento  $l$ , raio  $r$  e  $N$  espiras (figura 6-a). A indução magnética  $B$  no centro da bobina pode ser calculada a partir da lei de Biot Savart como [11-13]:

$$B = \frac{\mu NI}{\sqrt{4r^2 + l^2}} \quad \text{Equação [7]}$$

Seja um toróide com  $N$  espiras distribuídas uniformemente e corrente  $I$ , raio médio  $r$  e comprimento médio  $l$  (figura 6-b). A indução magnética  $B$  pode ser calculada a partir da lei de Biot Savart sendo [11-13]:

$$B \frac{\mu NI}{l} = \mu H \quad \text{Equação [8]}$$

ou, com alguma manipulação algébrica [11-13]:

$$Bl = \mu NI \Rightarrow \mu Hl = \mu NI \Rightarrow NI = Hl \quad \text{Equação [9]}$$

Resultando, então, a equação básica para o estudo de circuitos eletromagnéticos que a relação *Ampère.espira* é idêntica ao relação campo magnético  $H$  em todo o caminho  $l$  [11-13]:

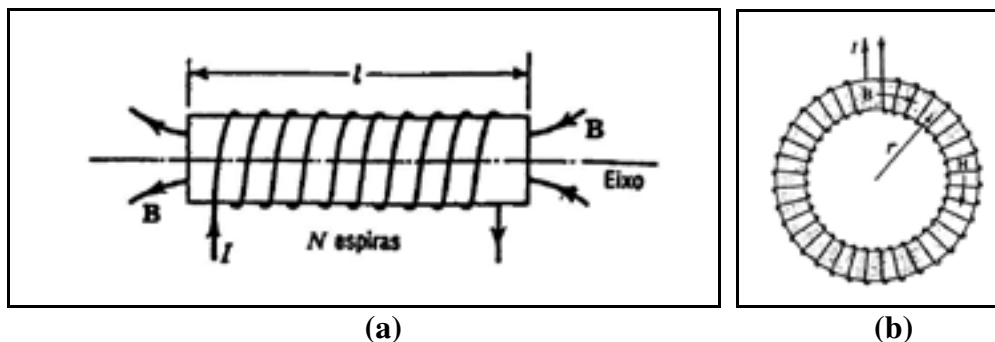


Figura 6 – Linhas de fluxo magnético – (a) Bobina – (b) Núcleo Toroidal [11]

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1. OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os compósitos estudados consistiam de pó de Ferro *ASC100.29*, com 99,4% da granulometria entre 45  $\mu\text{m}$  e 150  $\mu\text{m}$  adquirido junto à *Höganäs do Brasil Ltda.*, misturados com 1,2 e 3% de Resina Termofixa *HRJ-10236*, de constituição química  $\text{C}_6\text{H}_{12}\text{N}_4$  (*hexametileno-tetramina*). Para a dispersão dos pós constituintes, foi utilizado um misturador duplo cone, com rotação de 60 rpm durante 20 minutos.

Para análise da dureza, tensão de escoamento e micrografia dos compósitos, utilizou-se a matriz da figura 7-a, obtendo-se corpos de prova na forma de cilindros de diâmetro de 13,45 mm (figura 7-b). Para análise das propriedades magnéticas e resistividade elétrica, utilizou-se a matriz da figura 8-a, para a qual foram obtidos corpos de prova na forma de anéis com diâmetro externo de 50 mm e interno de 41,95 mm (figura 8-b). Para a análise das perdas magnéticas foram utilizado-se as matrizes da figura 9-a (núcleo E) e figura 9-b (núcleo T), para os quais foram obtidos corpos de prova montagem de Núcleos de Transformadores (figura 9-c).



Figura 7 – Amostras na forma de cilindro – (a) Matriz – (b) Corpo de Prova



Figura 8 – Amostras na forma de anel – (a) Matriz – (b) Corpo de Prova



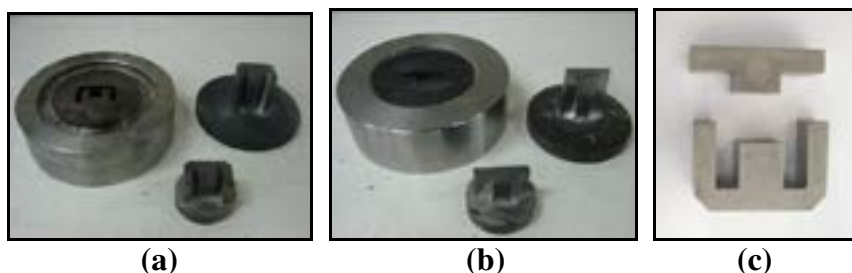


Figura 9 – Amostras na forma de núcleo de transformador – (a) Matriz Núcleo E– (b) Matriz Núcleo T – (c) Corpos de Prova

Os corpos de prova foram compactados com pressão de 600 MPa, segundo dados de literatura [14,15]. Para compactação dos cilindros (figura 7-b), foi utilizada uma prensa hidráulica manual de 40 toneladas, marca *Bovenau* (figura 10-a), aplicando sobre a matriz (figura 7-a) uma força de 8,5 toneladas. Para compactação dos anéis (figura 8-b), foi utilizada uma prensa hidráulica manual de 200 toneladas, marca *Nowik* (figura 10-b), aplicando sobre a matriz (figura 8-a) uma força de 34 toneladas. Para compactação dos Núcleos dos Transformadores (figura 9-c), foi utilizada a prensa *Nowik* (figura 10-b), aplicando sobre a matriz do núcleo E (figura 9-a) uma força de 50 toneladas e sobre a matriz do núcleo T (figura 95-b) uma força de 27 toneladas.

Nas compactações de todos os corpos de prova, a altura do pó na cavidade sobre redução entre 50 e 51%.

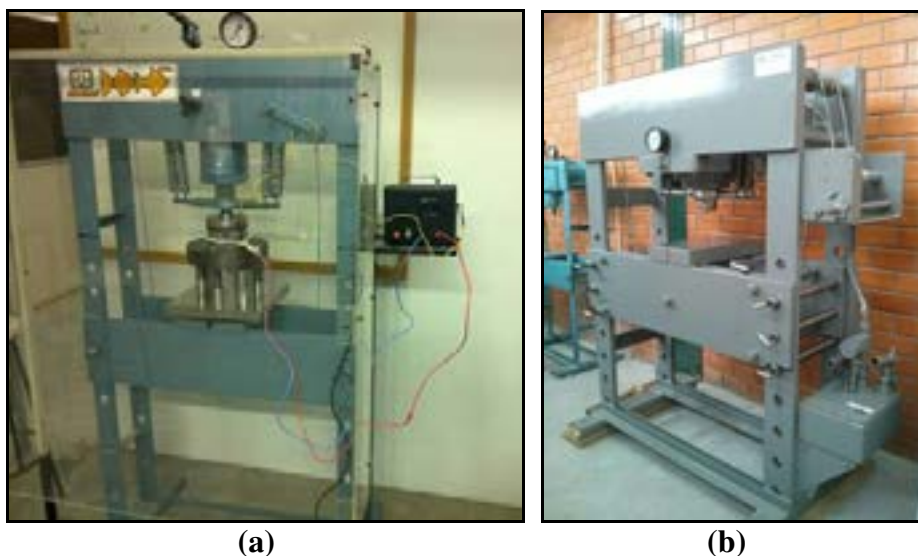


Figura 10 – Pressas Hidráulicas utilizadas para compactação dos corpos de prova – (a) Bovenau de 40 toneladas – (b) Nowik de 200 toneladas

A cura dos corpos de prova foi realizada em forno tubular tipo mufla marca *Sanchis* (figura 11-a), temperatura máxima de 1.250 °C, com sensor termopar tipo K, e resistências de Kanthal A-1, com atmosfera ambiente. Utilizou-se uma taxa de aquecimento de 10°C por minuto, até as temperaturas de 98°C, 155°C e 220°C, permanecendo as peças nestas temperaturas durante 2. Os dados foram passados pelo fabricante da resina. Após, as peças permaneceram no forno para resfriamento lento até a temperatura ambiente. A figura 11-b mostra os patamares de cura da resina HRJ.

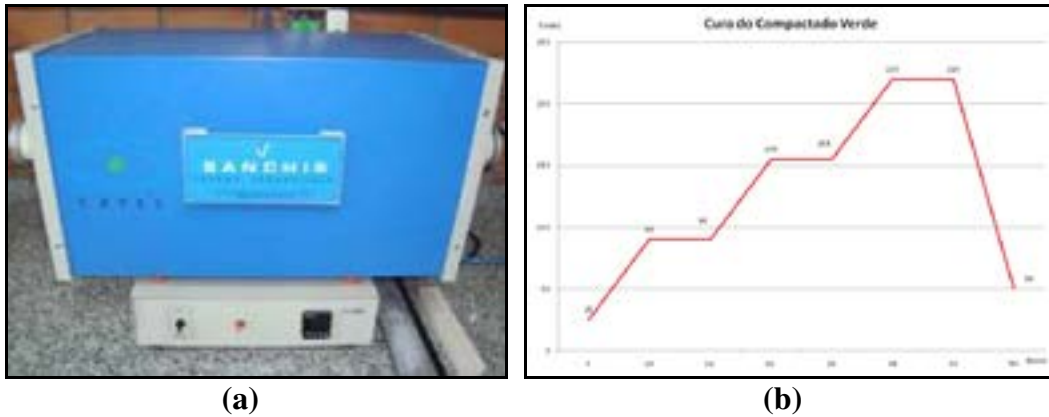


Figura 11 – Tratamento Térmico dos Corpos de Prova – (a) Forno utilizado – (b) Patamares de Cura da Resina HRJ

## 2.2. ANÁLISE DIMENSIONAL

A tabela 2 mostra os dados dos corpos de prova na forma de cilindro do compósito Fe-1%HRJ compactados, e a tabela 3 mostra os dados após o tratamento térmico (cura da resina). Tabelas semelhantes foram montadas para os compósitos Fe-2%HRJ e Fe-3%HRJ e os resultados encontram-se nos gráficos comparativos do item Resultados e Discussões.

Tabela 2 – Corpos de Prova na forma de Cilindro do Compósito Fe-1%HRJ – Compactados

Corpos de Prova	Altura [cm]	Diâmetro [cm]	Volume [cm <sup>3</sup> ]	Massa [g]	Densidade [g/cm <sup>3</sup> ]
I	1,010	1,340	1,424	9,24	6,487
II	1,005	1,341	1,419	9,80	6,904
III	1,025	1,340	1,448	9,37	6,472
<b>Média</b>					<b>6,621</b>

Tabela 3 – Corpos de Prova na forma de Cilindro do Compósito Fe-1%HRJ – após Tratamento Térmico

Corpos de Prova	Altura [cm]	Diâmetro [cm]	Volume [cm <sup>3</sup> ]	Massa [g]	Densidade [g/cm <sup>3</sup> ]
I	1,001	1,330	1,391	9,14	6,572
II	0,978	1,340	1,397	9,76	7,076
III	0,934	1,340	1,317	9,33	7,083
<b>Média</b>					<b>6,910</b>

## 2.3. PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E RESISTIVIDADE ELÉTRICA

As propriedades magnéticas foram obtidas a partir das curvas magnéticas (laço de histerese e curva de magnetização) que relacionam campo magnético **H** aplicado a um material com a indução magnética **B** resultante. A partir do laço de histerese, foram obtidas a retentividade (magnetismo remanente) e a coercitividade (campo desmagnetizante). Através da análise da curva de magnetização, foi observada a

permeabilidade magnética e a indução de saturação ou indução máxima (que também pode ser visualizada a partir do laço de histerese) [11]. A determinação das propriedades magnéticas básicas dos materiais na forma de anel (toróide) segue a norma ASTM A773 [16], a partir do corpo de prova sinterizados na forma de anel (anel de Rowland). Inicialmente, os anéis foram isolados com fita isolante e, em seguida, bobinados com fio de cobre AWG 26 (0,41mm de diâmetro). Foi obtido o número de espiras da bobinagem secundária. Posteriormente, foram isolados novamente com fita adesiva e bobinados com fio de cobre AWG 23 (0,57mm de diâmetro). Também, contou-se o número de espiras da bobinagem primária. O equipamento e o software para a aquisição dos dados utilizados foram o Global Mag, modelo TLMP-TCH-14 (figura 12-a). Para todas as amostras, utilizou-se durante o ensaio corrente de 5A e frequência de 0,05Hz. A figura 12-b mostra o anel conectado ao traçador. Os dados de entrada para a obtenção da curva de histerese foram [17] (A figura 13 mostra uma das Curvas Magnéticas do Compósito Fe-1%HRJ).

- Densidade de espiras do primário (nº de voltas/m).
- Número de espiras do secundário.
- Resistência do fio de cobre (padrão – 0,2 Ohms).
- Área secção Transversal (mm<sup>2</sup>).
- Densidade do material (kg/m<sup>3</sup>).



Figura 12 – Traçador de Curvas Magnéticas – (a) Modelo TLMP-TCH-14 – (b) Conectado ao anel bobinado

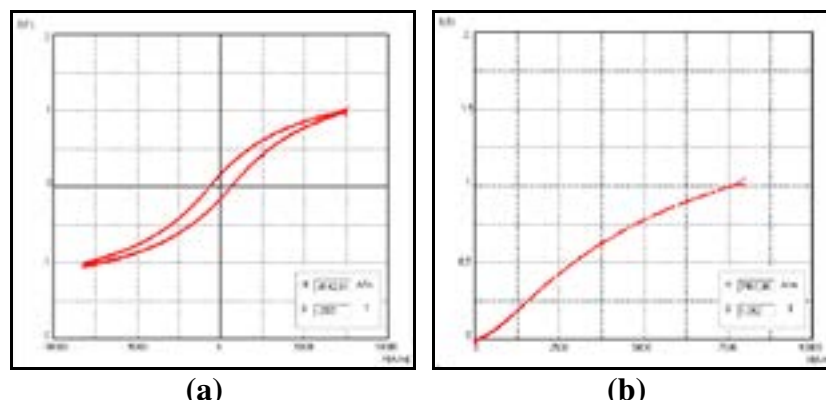


Figura 13 – Curvas Magnéticas do Compósito Fe-1%HRJ – (a) Histerese – (b) Magnetização

A resistividade do material (corpos de prova) das ligas foi determinada a partir do cálculo da resistência elétrica. Para medição desta, utiliza-se um dispositivo



denominado de multímetro ou multiteste, que mede diretamente a resistência elétrica do corpo. Entretanto, para medição de resistência elétrica muito baixa, aplica-se uma tensão no corpo de prova e mede-se a corrente elétrica. Portanto, o corpo de prova para determinação da resistividade deve ter a forma de uma barra fina e comprida. Um artifício é a utilização de um anel, cortando-se um segmento do mesmo, fazendo que este tenha a forma de uma barra curvada, ou seja, de grande comprimento e pequena área de seção transversal [18]. A figura 14 mostra o anel com os fios soldados, conectado a uma fonte de tensão contínua, com medição de corrente e tensão.



**Figura 14 – Anel cortado com Terminais soldados e conectados a fonte elétrica e multímetro para determinação da Resistividade**

A corrente de valor constante foi fornecida por uma fonte de tensão Contínua e mediuse a tensão sobre o anel com o auxílio de voltímetro de precisão Minipa. A resistividade elétrica foi calculada com a equação 10, a partir da resistência elétrica dos corpos de prova em forma de anel [17,18].

$$R = \rho \frac{l}{A} \Rightarrow R = \frac{V}{I} \Rightarrow \rho = \frac{V \cdot A}{I \cdot l} \quad \text{Equação [10]}$$

onde:

- $\rho$  – Resistividade Elétrica ( $\Omega \cdot m$ )
- $R$  – Resistência Eletrica ( $\Omega$ )
- $l$  – Comprimento do Anel (m)
- $A$  – Área da Seção Transversal ( $m^2$ )
- $V$  – Tensão Elétrica ( V )
- $I$  – Corrente Elétrica Aplicada (A)

#### 2.4. PERDAS MAGNÉTICAS EM FUNÇÃO DA FREQUÊNCIA

As perdas em  $W / m^3$  em função da frequência, foram determinadas a partir de núcleos na forma de transformador, ou seja, núcleos E e T, sendo utilizado, como modelo um transformador comercial de chapas de 12 V / 500 mA [17]. Assim, é possível fazer uma comparação de perdas em Núcleos de Chapas e por M/P, uma vez que é possível utilizar, além das mesmas dimensões (no caso das matrizes), a mesma bobina. Cita-se que, como as perdas são em função do volume, ou seja, adimensionais, pode-se fazer também uma comparação com qualquer geometria, como os núcleos toroidais, típicos das ferritas macias, materiais comuns em indutores, desde que seja possível colocar enrolamentos primário e secundário.

A figura 15-(a) mostra o circuito equivalente de um transformador, somente com o lado primário, para o ensaio a vazio (como a saída fica aberta, não é necessário representar o secundário), acrescido de  $R_x$  uma resistência de  $1 \Omega$ , no qual é observada a corrente  $i(t)$  no canal B do osciloscópio. A tensão  $v_i(t)$  é observada no canal A do osciloscópio. Assim é possível observar também a defasagem entre a tensão e a corrente ou seja o ângulo  $\varphi$ , sendo possível então determinar todas as potências envolvidas. A figura 15-b mostra o circuito equivalente das impedâncias do transformador. As grandezas estão relacionadas a seguir [19,20]:

$R_1$  - Resistência dos enrolamentos do primário (medida =  $1 \Omega$ )

$X_1$  - Reatância dos enrolamentos do primário

$R_n$  - Resistência que considera as perdas magnéticas no núcleo por correntes parasitar e ciclo de histerese (na verdade é esta perda que precisa ser observada)

$X_m$  - Reatância de Magnetização do Núcleo

$R_x$  - Resistência de  $1 \Omega$

$Z_t = R_t + jX_t$  (impedância equivalente total do circuito)

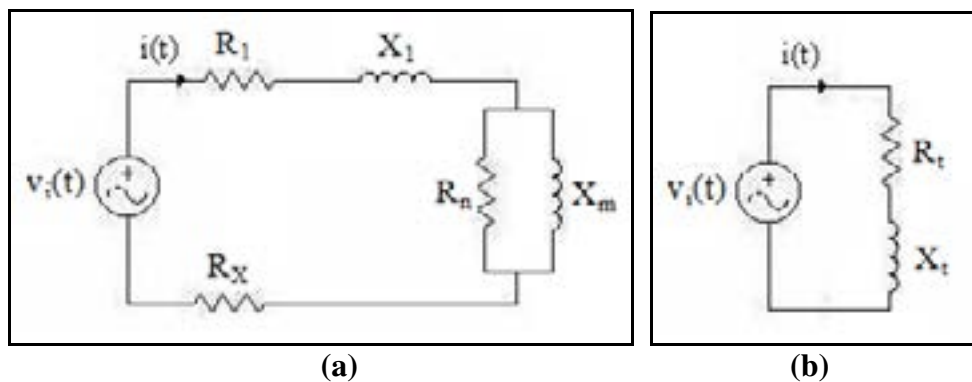


Figura 15 – Circuitos Equivalente do Transformador – (a) Primário – (b) Impedância Equivalente [20]

A figura 16-a mostra um circuito RL típico, e a figura 16-b mostra como se comporta a tensão  $v_i(t)$  (em vermelho) e a corrente  $i(t)$  (em preto). Assim, é possível observar a defasagem entre a tensão e a corrente também [18].

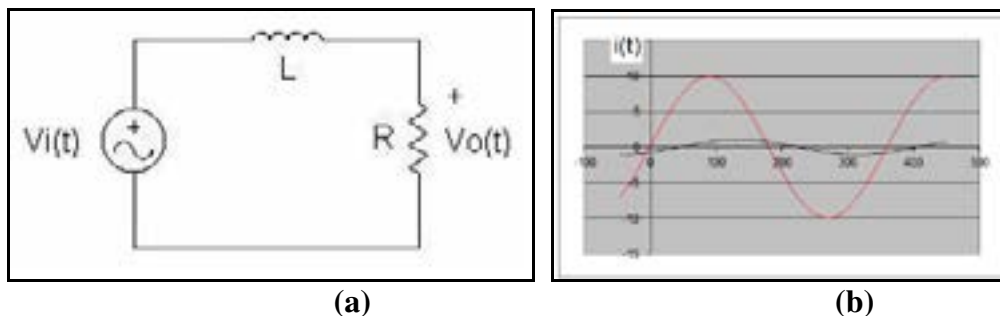


Figura 16 – Circuito RL – (a) Diagrama Esquemático – (b) Formas de onda de tensão e corrente [18]

A tabela 4 mostra os ensaios para o composto Fe-1%HRJ, onde as tensões senoidas foram geradas a partir de um Gerador de Sinais (50 a 1kHz), amplificadas, e a partir de um osciloscópio, foram observadas as tensões, correntes e defasagens (ângulos em graus). A figura 17 mostra o esquema montado.

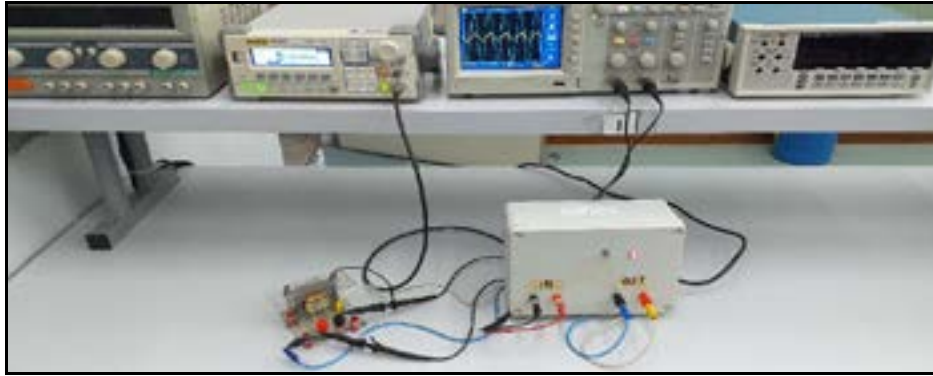


Figura 17 – Esquema Elétrico montado para observações das Perdas em Frequência

Tabela 4 – Determinação do Circuito Equivalente dos Corpos de Prova de Fe-1% HRJ para Determinação das Perdas em Frequência na faixa de 50 a 1 kHz

Frequência [Hz]	Tensão [V]	Corrente [mA]	Ângulo [Graus]	Papa [VA]	Pat [W]	Preat [VA <sub>R</sub> ]	Rt [Ω]	Xt [Ω]
50	5,85	1.076	18,00	6,291	5,9835	1,944	5,17	1,68
100	6,00	821	25,20	4,928	4,4594	2,098	6,62	3,11
200	6,10	525	30,60	3,200	2,7547	1,629	9,99	5,91
300	6,13	384	33,16	2,352	1,9694	1,287	13,36	8,73
400	6,15	304	39,60	1,868	1,4396	1,191	15,58	12,89
500	6,16	253	41,40	1,557	1,1683	1,030	18,25	16,09
600	6,16	215	43,11	1,325	0,9670	0,905	20,92	19,58
700	6,17	188	44,37	1,160	0,8290	0,811	23,45	22,94
800	6,17	167	45,71	1,030	0,7192	0,737	25,79	26,44
900	6,17	150	46,19	0,926	0,6408	0,668	28,48	29,69
1.000	6,17	137	46,80	0,846	0,5789	0,616	30,85	32,85

A Papa (Potência Aparente) foi calculada como [19,20]:

$$P_{apa} = V \cdot I \quad \text{Equação [11]}$$

A Pat (Potência Ativa) foi calculada como [19,20]:

$$P_{at} = P_{apa} \cdot \cos(\varphi) \quad \text{Equação [12]}$$

A Preat (Potência Reativa) foi calculada como [19,20]:

$$P_{reat} = P_{apa} \cdot \text{sen}(\varphi) \quad \text{Equação [13]}$$

A Rt (Resistência Equivalente Total) foi calculada como [19,20]:

$$R_t = \frac{P_{at}}{I^2} \quad \text{Equação [14]}$$

A Xt (Reatância Equivalente Total) foi calculada como [19,20]:



$$X_t = \frac{P_{reat}}{I^2}$$

Equação [15]

Assim foi possível calcular  $Z_t = R_t + jX_t$  (impedância equivalente total do circuito). A tabela 5 mostra os resultados das perdas para o compósito liga Fe-1%HRJ considerando agora o circuito equivalente, no qual, para normalizar as tensões, arbitrou-se uma tensão de 6 V (exatamente metade da tensão nominal do lado tomado como primário do transformador que é de 6V), na mesma faixa de frequência, ou seja, 50 a 1 kHz.

Tabela 5 – Determinação das Perdas Magnéticas a partir do Circuito Equivalente para o compósito Fe-1%HRJ na faixa de 50 a 1 kHz

Frequência [Hz]	Tensão [V]	Corrente [mA]	Ângulo [Graus]	Papa [VA]	Pat [W]	Preat [VA <sub>R</sub> ]	P(R <sub>x</sub> +R <sub>l</sub> ) [W]	PR <sub>n</sub> [W]	Pd/Vol [W/cm <sup>3</sup> ]
50	6,00	1.104,16	41,68	6,625	4,9477	4,406	2,43832	2,5094	0,11406
100	6,00	820,59	50,40	4,924	3,1385	3,794	1,34673	1,7917	0,08144
200	6,00	516,73	58,85	3,100	1,6040	2,653	0,53402	1,0700	0,04864
300	6,00	376,10	65,45	2,257	0,9375	2,053	0,28291	0,6546	0,02975
400	6,00	296,78	69,80	1,781	0,6150	1,671	0,17615	0,4389	0,01995
500	6,00	246,59	71,05	1,480	0,4805	1,399	0,12161	0,3588	0,01631
600	6,00	209,38	72,44	1,256	0,3791	1,198	0,08768	0,2914	0,01325
700	6,00	182,88	74,57	1,097	0,2920	1,058	0,06689	0,2251	0,01023
800	6,00	162,45	75,48	0,975	0,2443	0,944	0,05278	0,1916	0,00871
900	6,00	145,84	76,15	0,875	0,2094	0,850	0,04254	0,1669	0,00759
1.000	6,00	133,16	77,04	0,799	0,1792	0,779	0,03546	0,1438	0,00653

A nova corrente I foi calculada [21,22]:

$$I = \frac{V}{\sqrt{R_t^2 + X_t^2}} = \frac{6}{\sqrt{R_t^2 + X_t^2}}$$

Equação [16]

O novo ângulo foi mantido (não muda, mesmo com a mudança da tensão). Assim, a partir da nova corrente e tensões foram novamente calculadas as Papa, Pat e Preat.

As perdas ou Potência Dissipada em  $P(R_x + R_l)$  foram calculadas como [19,20]:

$$P(R_x + R_l) = I^2 \cdot (R_x + R_l)$$

Equação [17]

As perdas no Núcleo PR<sub>n</sub> foram calculadas como [19,20]:

$$PR_n = P_{at} - P(R_x + R_l)$$

Equação [18]

Para normalizar as Perdas nos Núcleos e para comparação, foi calculada as Pd / Vol (Perdas por Volume dos Núcleos dos Transformadores em [W/cm<sup>3</sup>]). Os núcleos na forma de transformadores foram colocados em copo de Becker com água e foram medidos os deslocamentos da água em ml (mililitros), segundo o princípio de Arquimedes para medição de volumes de geometria completa, resultando, para todos os núcleos o valor aproximado de 22 ml ou 22 cm<sup>3</sup>, sendo este o volume considerado.

Tabelas semelhantes as 4 e 5 com os mesmos dados foram montadas para o compósito Fe-1%HRJ para uma faixa de frequência de 1 a 10 kHz. Tabelas semelhantes também

foram montadas para as duas faixas de frequência (50 a 1 kHz) e (1 kHz a 10 kHz) para os compósitos Fe-2%HRJ e Fe-3%HRJ. Os gráficos estão no item Resultados e Discussões.

## 2.5. PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os ensaios de dureza (escala HRB) foram realizados em um durômetro Pantec, modelo RASN / N°496-00 (figura 18-a), utilizando o padrão Rockwell B empregado em ligas de cobre, níquel, alumínio e aços não temperados, com penetrador de esfera 1/16” e carga de 100kgf (980,7N), segundo a norma ASTM E18 [21]. Os ensaios de compressão foram realizados em uma máquina de ensaios universal Emic DL20000 com célula de carga até 200kN (figura 18-b), utilizando-se velocidades de 2,0 mm/min, de acordo com a norma ASTM E9 [22] A figura 19 mostra curvas Tensão x Deformação para observação da tensão de escoamento do compósito Fe-3%HRJ.

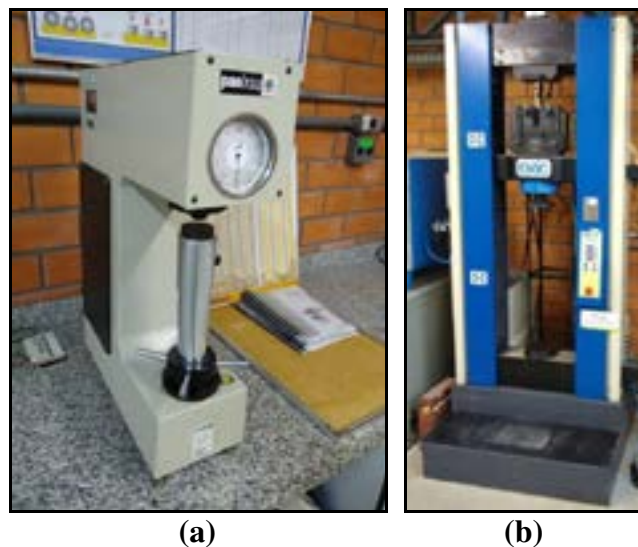


Figura 18 – Ensaios mecânicos – (a) Durômetro Pantec modelo RASN / N°496-00 – (b) máquina de ensaios universal Emic DL20000 com célula de carga até 200kN

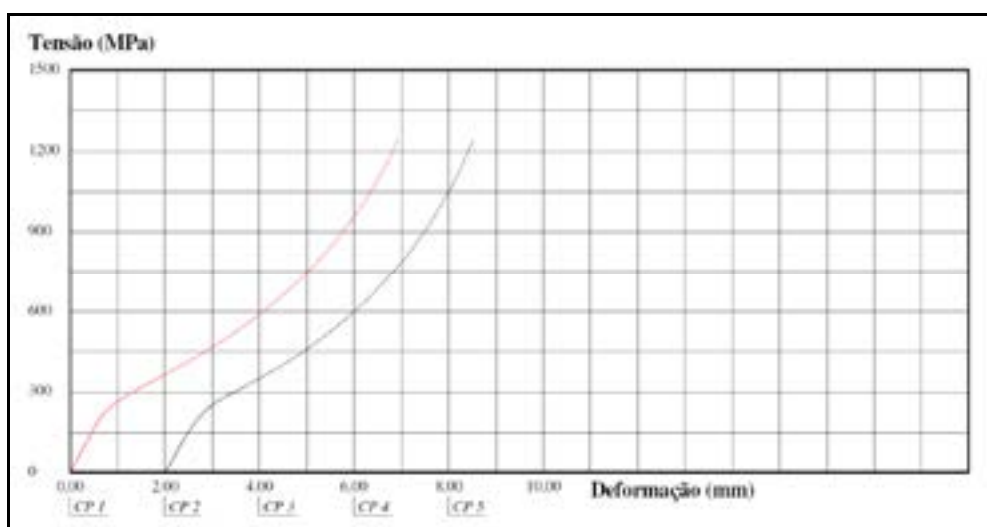


Figura 19 – Curva Tensão x Deformação do Compósito Fe-3%HRJ

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A figura 20-a mostra a Densidade comparativa para os compósitos Fe-1%HRJ, Fe-2%HRJ e Fe-3%HRJ, e a figura 20-b mostra a Resistividade Elétrica comparativa. A figura 20-c mostra a Retentividade Magnética e a figura 20-d mostra a Coercitividade Magnética. A figura 20-e mostra a Indução de Saturação Magnética e a figura 20-f mostra a Permeabilidade Magnética Relativa. A figura 20-g mostra a Dureza em HrB e a figura 20-h mostra a Tensão de Escoamento.

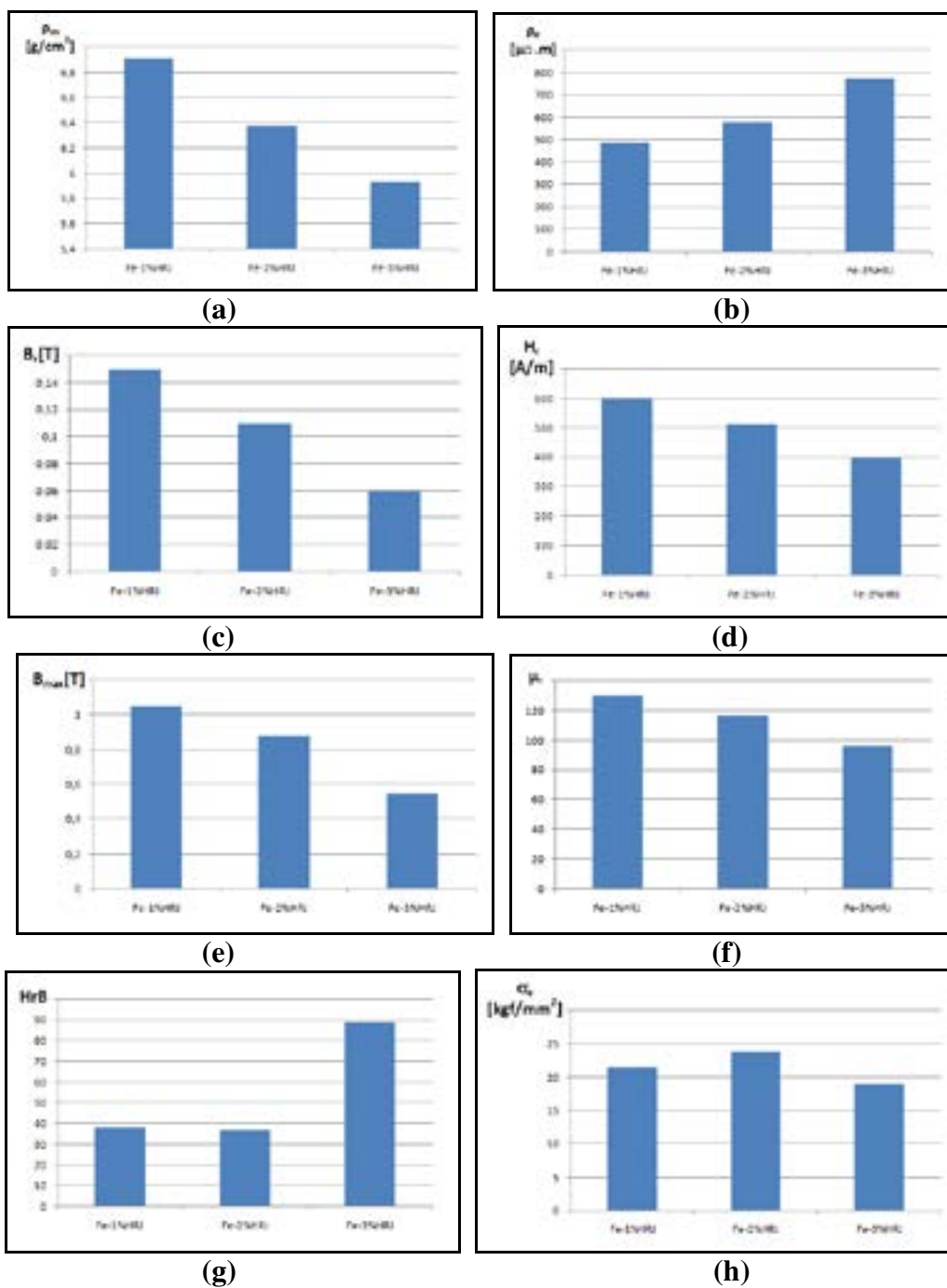


Figura 20 – Comparativo entre percentuais de Resina no Compósito Fe-X%HRJ – (a) Densidade – (b) Resistividade Elétrica – (c) Retentividade – (d) Coercitividade – (e) Indução de Saturação – (f) Permeabilidade Magnética – (g) Dureza – (h) Tensão de Escoamento



A tabela 6 mostra os dados comparativos das Propriedades Físicas dos Compósitos Ferro-Resina HRJ, visualizados na figura 20.

Tabela 6 - Propriedades físicas dos Compósitos Ferro-Resina HRJ

Compósito	$\rho_m$ [g/cm <sup>3</sup> ]	$\rho_e$ [ $\mu\Omega.m$ ]	$B_r$ [T]	$H_c$ [A/m]	$B_{max}$ [T]	$\mu_r$	HrB	$\sigma_e$ [kgf/mm <sup>2</sup> ]
Fe-1%HRJ	6,910	490	0,15	601	1,05	130,52	38,2	21,46
Fe-2%HRJ	6,383	580	0,11	515	0,88	117,06	36,9	23,87
Fe-3%HRJ	5,939	774	0,06	400	0,55	96,00	89,3	19,06

$\rho_m$  é a densidade,  $\rho_e$  a resistividade elétrica,  $B_r$  a retentividade,  $H_c$  a coercitividade,  $B_{max}$  a indução de saturação (observada para campo de 8 kA/m),  $\mu_r$  a permeabilidade magnética relativa, **HrB** a dureza na escala Rockwell B,  $\sigma_e$  a tensão de escoamento.

Conforme pode ser visualizado na figura 20 e na tabela 6, com o aumento da resina no compósito Ferro-Resina, ocorrem as seguintes alterações:

- Diminuição da densidade uma vez que a resina tem menor massa que o ferro.
- Aumento da Resistividade Elétrica pois a resina funciona como cola mas também como isolante elétrico entre as partículas do ferro
- Diminuição das propriedades magnéticas (retentividade, coercitividade, indução máxima e permeabilidade) pois a resina não é um material ferromagnético, se comportando basicamente como entreferos no compósito
- Há grande variação da dureza e tensão de escoamento, pois se trata de compósito, que é uma mistura basicamente heterogênea. Para a dureza, cita-se não é uma medida adequada para compósitos, sendo mais aconselhável utilizar-se o microdurômetro (futuros trabalhos)

A figura 21 mostra as perdas em W / cm<sup>3</sup> para o compósito Fe-1%HRJ, para as faixas de frequência de 50 a 1 kHz (a) e 1 a 10 kHz (b). As figura 22 e 23 mostram as perdas para os compósitos Fe-2%HRJ e Fe-3%HRJ respectivamente.

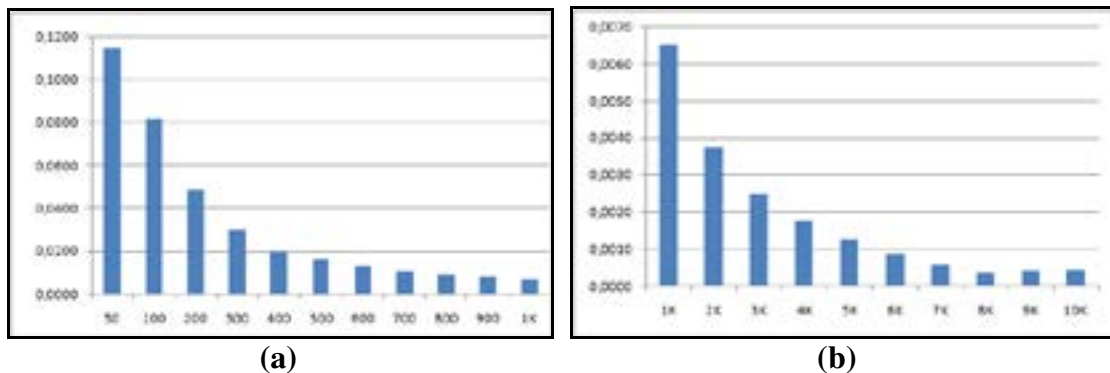
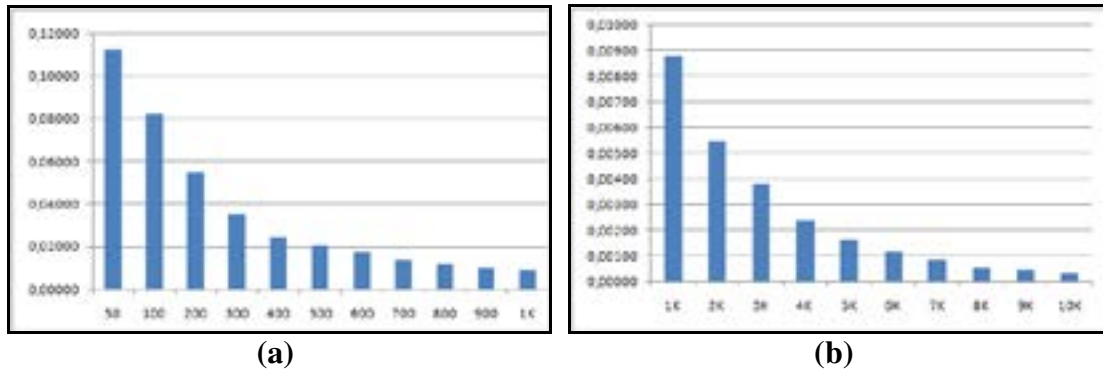
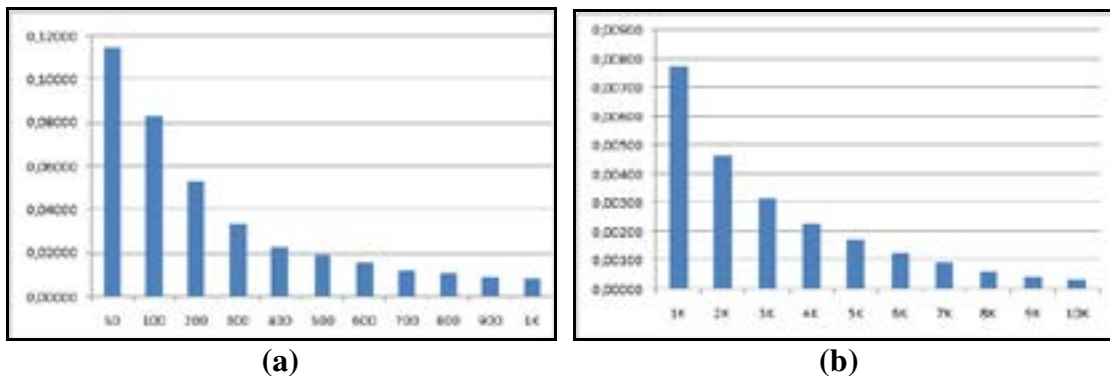


Figura 21 – Perdas em W / cm<sup>3</sup> do Compósito Fe-1%HRJ para as Faixas de Frequência – (a) 50 a 1 kHz – (b) 1kHz a 10 kHz



**Figura 22 – Perdas em  $W/cm^3$  do Compósito Fe-2% HRJ para as Faixas de Frequência – (a) 50 a 1 kHz – (b) 1kHz a 10 kHz**



**Figura 23 – Perdas em  $W/cm^3$  do Compósito Fe-3% HRJ para as Faixas de Frequência – (a) 50 a 1 kHz – (b) 1kHz a 10 kHz**

Com relação às perdas em frequência se pode observar que, para os três compósitos, estas decaem exponencialmente, devido ao fato de que a resina, além de funcionar como cola entre as partículas do ferro, também isola eletricamente estas partículas, aumentando a resistência elétrica do corpo como um todo, reduzindo as correntes parasitas quando estes são submetidos a corrente (ou campo magnético) alternado.

#### 4. CONCLUSÕES

Os ensaios em frequência demonstraram que as perdas magnéticas em núcleos construídos a partir destes materiais, decaem exponencialmente, o que seria ideal para o uso em dispositivos elétrico-magnéticos e eletromagneto-mecânicos como indutores, transformadores e motores como os servomotores, desde que operam em altas frequências de corrente elétrica, entretanto, estes materiais demonstraram ser frágil mecanicamente. Assim, estes materiais seriam ideais para o uso em indutores para fontes chaveadas, por exemplo, que operam entre 10 e 20 kHz e não são submetidos a esforços mecânicos, contudo para o uso em servomotores, teriam que ser melhorados quanto a sua consistência mecânica, pois estes dispositivos são dinâmicos e os núcleos poderiam se romper.

#### AGRADECIMENTOS

Os autores agradem a Secretaria do Desenvolvimento Econômico, Ciência e Tecnologia do Estado do RS pelo financiamento deste projeto, e ao apoio do CNPq, Capes, FINEP e FAPERGS.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1]- CHIAVERINI, V., 1992. **Metalurgia do Pó**. São Paulo, Édile Serviços Gráficos e Editora Ltda, 352p.
- [2]- HÖGANÄS AB. **Höganäs Handbook for Machining Guidelines**, 135 p., 2004.
- [3]- DIAS, M.M., MARTINS, R.M., AQUIM, P.M., et al. **Study of H100 Raw Materials to Obtainment of Isotropic and Anisotropic Magnets of Strontium Ferrite**. International Journal of Scientific & Engineering Research. v.10, n.3. 2019. p.1-9.
- [4]- CREMONEZI, A.; KLEIN, A. N.; LOBERTO, A.; *et al.* **A Metalurgia do Pó – Alternativa Econômica com Menor Impacto Ambiental**. Grupo Setorial de Metalurgia do Pó. Metallum Eventos Técnicos. , 1<sup>a</sup> Ed., São Paulo. 2009.
- [5]- BARBOZA, J. S. (2009). Mestrado em Engenharia. *Caracterização de compósitos magnéticos macios desenvolvidos através da metalurgia do pó aplicados a núcleos de máquinas elétricas*, 99 p. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil: Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Fonte: <http://hdl.handle.net/10183/16209>
- [6]- NIADA, R. F. (2011). Mestrado em Engenharia. *Caracterização de ligas compósitos magnéticas a partir da metalurgia do pó para aplicação em núcleo de máquinas rotativas*, 84 p. Novo Hamburgo, Rio Grande do Sul, Brasil: Universidade Feevale. Fonte: <http://biblioteca.feevale.br/Dissertacao/DissertacaoRafaelNiada.pdf>
- [7]- THORSEN, K. A., PERSSON, M. (2004). **Soft magnetic materials - an introduction**. *International SinterNews*, pp. 4 - 5. Fonte: International SinterNews: <<https://issuu.com/sinternews/docs/sinternews3en-gb/1>
- [8]- <https://www.hoganas.com/en/powder-technologies/soft-magnetic-composites/products/coated-powders-for-electromagnetic-applications/> - Acessado em 10/07/2019.
- [9]- BORBA, M.G., DIAS, M.M., MARTINS, R.M., ET al. **Analysis of Electrical Resistivity of Iron-Resin Composite Materials from Powder Metallurgy**, International Journal of Scientific & Engineering Research. v.7, n.8, 2016, p.1-5.
- [10]- M.M. DIAS, H.J. MOZETIC, J.S. BARBOZA, et al, **Influence of Resin Type and Content on Electrical and Magnetic Properties of Soft Magnetic Composites (SMCs)**, Powder Technology, 237, 213-220, 2013.
- [11]- KRAUS, J.D. & CARVER, K.R. **Eletromagnetismo**. R.Janeiro, Guanabara, 1978. 780p
- [12]- CULLITY, B.D. **Introduction to Magnetic Materials**. Adison. Wesley Publishing Company, Massachusetts, 1967. 514p.



- [13]- JILES, D. **Introduction to Magnetismo and Magnetic Materials**. London, Chapman and Hall, 1991.440p.
- [14]- BRADBURY, S. **Powder Metallurgy Equipament Manual**. New Jersey, USA, MPIF, 1986. 199p.
- [15]- GERMAN, R.M. **Powder Metallurgy Science**. New Jersey, Metal Powder Industries Federation, 1984, 279p.
- [16]- ASTM A773/A773M **American Standard Test Method for DC Magnetic Properties of Materials Using Ring and Permeameter Procedures with DC Electronic Hysteresigraphs**.
- [17]- BITTENCOURT, S. D.; SCHAEFFER, L.; DIAS, M. M. **Ligas Magnéticas Sinterizadas Usadas em Máquinas Elétricas Rotativas**. 1. ed. Porto Alegre: Novas Edições Acadêmicas, 2015. 105p.
- [18]- BOYLESTAD, R.L., NASHESKY, L. **Electronic Devices and Circuit Theory**. New Jersey, Prentice Hall, 894p, 2009.
- [19]- FITZGERALD, A.E., KINGSLEY Jr., C. & KUSKO, A. **Máquinas Elétricas**. S. Paulo, McGraw Hill do Brasil, 1973. 621p.
- [20]- NASAR, S.A. **Máquinas Elétricas**. S.Paulo, McGraw Hill do Brasil, 1984. 216p.
- [21]- ASTM E18 (Standard methods for Rockwell hardness and Rockwell superficial hardness of metallic materials)
- [22]- ASTM E9 (Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature)

## **STUDY OF IRON-RESIN COMPOSITE MATERIAL FOR USE IN ELECTROMAGNETIC DEVICES**

**ABSTRACT:** The aim of this work was the study of Iron-Resin composite material, for use in electromagnetic and electromagnetic-mechanical devices, such as rotor and stator cores in motors and electric generator, and also for use as inductors and pulse transformers in converters and inverters (devices for driving Electric Motors and Load Controllers). The material studied is obtained from Powder Metallurgy processes, where iron powder is mixed with HRJ resin powder, compacted and cured. Fe-1% HRJ, Fe-2% HRJ and Fe-3% HRJ composites were studied, and cylinder-shaped specimens were obtained to evaluate the mechanical properties (hardness and yield stress), ring (to obtain magnetic properties and electrical resistivity) and transformer E and T cores for frequency loss evaluation. These materials fall under the classification of soft magnetic material, ie they must have high relative magnetic permeability, low coercivity, but also high electrical resistivity to reduce eddy currents when used in motor cores, inductors and pulse transformers..

**Keyword:** Iron-Resin Composite, Powder Metallurgy, Physical Properties



## ESTUDO DE UM SERVOMOTOR CONSTRUÍDO A PARTIR DOS PROCESSOS DA METALURGIA DO PÓ<sup>1</sup>

*Anderson da Silva Assis<sup>2</sup>, Monir Goethel Borba<sup>3</sup>, Moisés de Mattos Dias<sup>4</sup>, Vitor Caetano de Almeida Zandoná<sup>5</sup>, Nickolas Augusto Both<sup>6</sup>, Gabriel Mateus Neumann<sup>7</sup>, Bárbara Pisoni Bender Andrade<sup>8</sup>, Paulo Ricardo Lima e Silva<sup>9</sup>, Lírio Schaeffer<sup>10</sup>*

**RESUMO:** Este trabalho tem por objetivo, o estudo, para posterior desenvolvimento, de um Servoacionamento de 400 W, composto de um Servomotor de 8 pólos, no qual os núcleos do Rotor e Estator serão construídos a partir dos Processos da Metalurgia do Pó. Nestes processos, as peças do Servomotor como os Núcleos do Rotor e Estator serão a partir da liga Fe-P (compactação e sinterização), de pós microencapsulados tipo Somaloy (compactação e tratamento térmico) e com chapas de aço-silício (servomotor convencional) para comparação. Cita-se que, no caso de um Servoacionamento, este é constituído de um Servomotor e um Servocontrolador ou Servoconversor, sendo este último, um dispositivo capaz de gerar ondas senoidais ou próximas destas formas, com grande variação de frequência e amplitude, uma vez que os Servomotores são Motores Síncronos capaz de girar a altas velocidades, inverter o sentido de rotação bem como girar apenas uma quantidade angular. Um Servocontrolador ou Servoconversor é composto por uma retificação da rede trifásica, Conversor CC-CC e uma Inversor. Cita-se também que será estudada uma bancada para os testes do Servomotor, composta basicamente por Voltímetro, Amperímetro, Wattímetro, Sensor de Torque, Tacômetro, um Gerador funcionando como carga para o Servomotor e lâmpadas simulando uma carga resistiva. O projeto encontra-se em estágio intermediário de desenvolvimento, e somente alguns dados estão presentes neste trabalho.

Palavras-chave: Servomotor, Servoacionamento, Metalurgia do Pó, Inversor Trifásico, Conversor CC-CC.

---

<sup>1</sup> Contribuição técnica a ser apresentada na 8ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis – RENOMAT 2019, Brasil/RS, 2 a 4 de outubro de 2019, Porto Alegre, RS, Brasil.

<sup>2,3</sup> Doutorando e Mestrando do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M). Laboratório de Transformação Mecânica. (LdTM), Depto. de Metalurgia, UFRGS. Av. Bento Gonçalves, 9500. Porto Alegre / RS / Brasil - Fone: (051) 3308.6134 - e-mail: [monir.borba@ufrgs.br](mailto:monir.borba@ufrgs.br), [anderson.assis@taurus.com.br](mailto:anderson.assis@taurus.com.br)

<sup>4</sup> Prof. Dr. Programa de Pós em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais. ICCT, Universidade Feevale, e-mail: [moisesdias@feevale.br](mailto:moisesdias@feevale.br)

<sup>5,6,7,8,9</sup> Bolsista I.C. e Alunos. ICCT, Universidade Feevale, e-mail: [vitorzandonal123@gmail.com](mailto:vitorzandonal123@gmail.com), [nickolasboth@hotmail.com](mailto:nickolasboth@hotmail.com), [gabrielmneumann@hotmail.com](mailto:gabrielmneumann@hotmail.com), [barbarabender1997@gmail.com](mailto:barbarabender1997@gmail.com), [paulo.limaesilva09@gmail.com](mailto:paulo.limaesilva09@gmail.com)

<sup>10</sup> Prof. Dr. - Ing. Coordenador do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM), Depto. de Metalurgia, (PPGE3M), UFRGS. Av. Bento Gonçalves, 9500. CEP: 91501-970, Porto Alegre / RS / Brasil. - Fone: (051) 3308.6134 - e-mail: [schaefer@ufrgs.br](mailto:schaefer@ufrgs.br);



## 1. INTRODUÇÃO

O objetivo deste trabalho é um estudo inicial para o desenvolvimento de servomotores a partir dos processos da Metalurgia do Pó, sendo o primeiro, um servomotor com núcleos do rotor e estator a partir da liga sinterizada Fe-2%P, o segundo a partir do compósito Somaloy e o terceiro a partir de chapas laminadas para efeito comparativo.

### 1.1. METALURGIA DO PÓ

A M/P (Metalurgia do Pó) é um processo da metalurgia de transformação, onde as peças são obtidas a partir dos pós constituintes. Os processos básicos da M/P são [1-3]:

- Obtenção dos pós
- Mistura
- Compactação
- Sinterização

As vezes é necessária uma quinta etapa como a retificação. Na M/P os pós, depois de serem misturados, são compactados em matrizes onde adquirem a forma da cavidade da matriz. Após, são colocados em fornos para sinterização onde adquirem consistência e resistência mecânica. Salienta-se que, pós de diferentes naturezas química, podem ser obtidos, desde que os pós sejam misturados homogeneamente [1-3]. A figura 1 mostra as principais etapas para obtenção de peças por M/P [4].

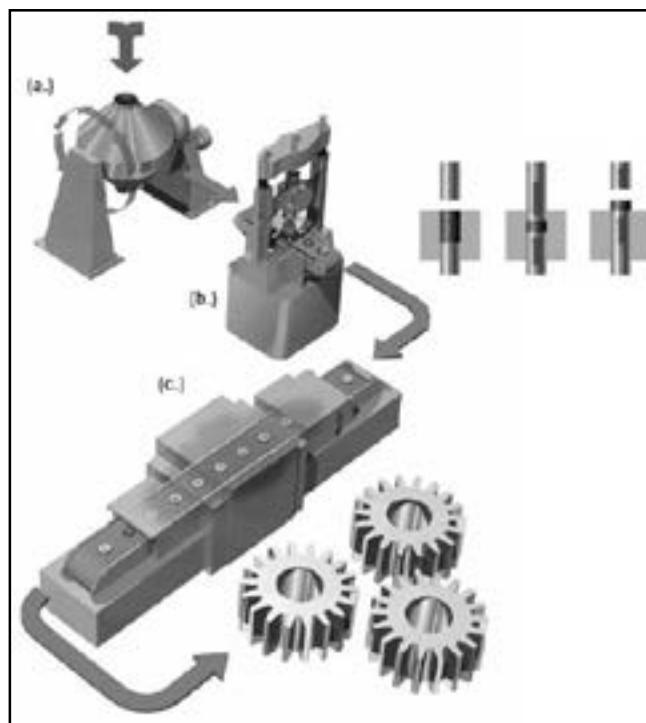


Figura 1 – Principais etapas para obtenção de peças por M/P - (a) Mistura - (b) Compactação - (c) Sinterização [4]

## 1.2. MATERIAIS MAGNÉTICOS MACIOS

Os materiais magnéticos macio são utilizados na construção de máquinas elétricas ou dispositivos eletromagnéticos ou eletromagneto-mecânicos como transformadores, motores e geradores elétricos, e compreendem as ligas de aço (aço baixo carbono, aço-silício com grãos orientados e não orientados), as ligas especiais a base de ferro-níquel (Permalloy) e ferro-cobalto (Permendur), as ferritas macias e as ligas sinterizadas a base de ferro, níquel e cobalto. Ligas como ferro-níquel e ferro-cobalto apresentam alta permeabilidade relativa, tendo como inconveniente o preço do níquel e do cobalto. As ferritas macias são largamente utilizadas na construção de núcleo de indutores, que são utilizados na fabricação de aparelhos de recepção de ondas de rádio. Atualmente as pesquisas se concentram na obtenção de materiais magnéticos macios por metalurgia do pó (sinterizados) como as ligas ferro-níquel, ferro-silício e ferro-fósforo [5-7].

## 1.3. COMPÓSITO MAGNÉTICO MACIO

Soft Magnetic Composites Materiais ou simplesmente SMC são basicamente partículas de pó ferromagnético (figura 2-a), normalmente ferro puro por possuir alta saturação magnética em comparação com a maioria de suas ligas, revestidas por filme isolante elétrico. Componentes SMC são produzidos utilizando técnicas tradicionais de metalurgia do pó. O processo de produção desses componentes, em linhas gerais, consiste em compactação e posterior tratamento térmico para cura [8-11].

As pesquisas por materiais magnéticos com melhores características são motivadas pela possibilidade de redução nas dimensões dos equipamentos (máquinas elétricas, por exemplo) e diminuição de limitações no desempenho devido, por exemplo, à saturação e perdas magnéticas por ciclo de histerese e corrente de Foucault. Embora haja um aumento considerável da resistência elétrica das peças confeccionadas o que reduz as correntes parasitas de dispositivos eletromagneto-mecânicos, também há uma redução considerável da permeabilidade magnética relativa [8-14].

Microencapsulado são partículas de pós de ferro, cobertos com uma fina camada de material isolante, a partir de óxidos, não divulgados, pois são segredos industriais, sendo o mais conhecido o material Somaloy (figura 2-b) fabricado pela Höganäs. Estes materiais são compactados e após, submetidos a um tratamento térmico para consolidação das peças [15].

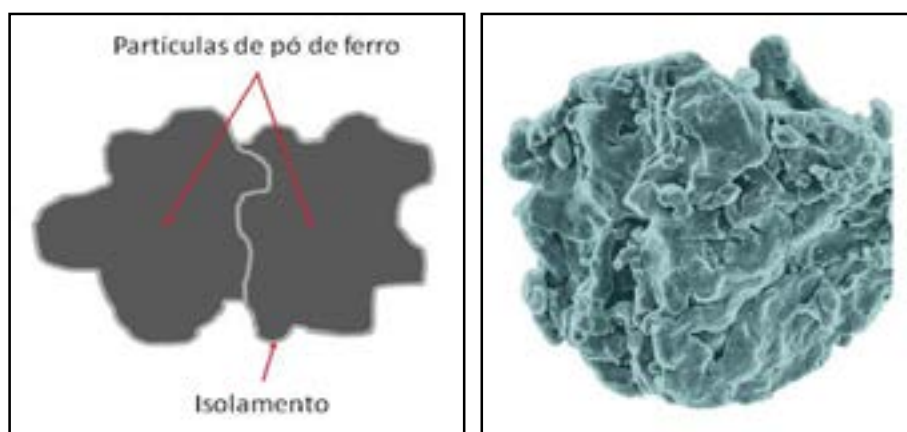


Figura 2 – SMC – (a) Partículas de Pó Ferromagnético Microencapsuladas com uma Película Isolante Elétrica [11] – (b) Somaloy [15]

## 1.4. SERVOMOTORES

Os servomotores são máquinas elétricas rotativas funcionando como motores, e são utilizados em acionamentos no qual são necessários posicionamento de alta precisão, e nesta condição são considerados um posicionador angular, mas também devem possuir torque elevado e alta velocidade bem como grande variação de velocidade, possibilitando, portando, rápida alternância de rotação. Assim, estes dispositivos tem aplicação em robótica e sistemas automatizados e máquinas CNC, por exemplo [16,17].

Os servomotores podem ser CC (corrente contínua) ou CA (corrente alternada) e no caso de CA podem ser síncronos ou assíncronos. Além do mais, para que seja possível este grande controle de posicionamento e velocidade, necessariamente nos servomotores são incorporados sensores de posição angular e velocidade como o encoder óptico ou um resolver. Portanto, por ser uma máquina de características construtivas complexa, para o acionamento do servomotor é necessário um controlador específico para cada servomotor composto basicamente de um inversor (no caso dos motores CA) microprocessador e outros circuitos eletrônicos. Assim, para melhor visualização [16,17]:

### **SERVOACIONAMENTO = SERVOMOTOR + SERVOCONVERSOR**

Os servomotores SWA da WEG (figura 3-a) apresentam força contra-eletromotriz senoidal, rotação suave e uniforme em todas as velocidades, baixo nível de ruído e vibração, ampla faixa de rotação com torque constante, baixa manutenção (servomotores sem escovas), elevada capacidade de sobrecarga, média inércia e resposta dinâmica rápida. A figura 3-b o Servoconversor SCA06 da WEG [17].

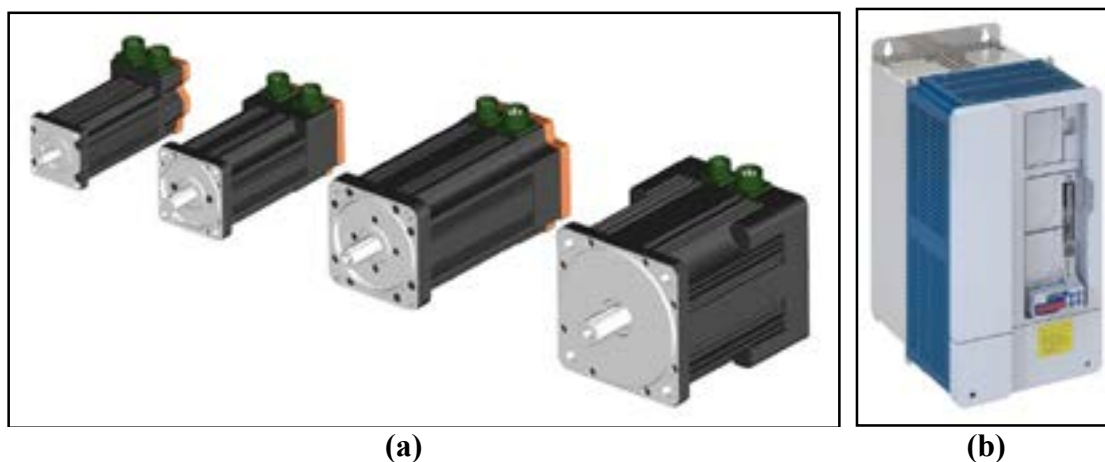


Figura 3 – Servoacionamento da WEG – (a) Servomotores SWA – (b) Servoconversor SCA06 [17]

## 1.5. MÁQUINAS ELÉTRICAS ROTATIVAS

As máquinas elétricas rotativas com alimentação trifásica, geralmente, podem funcionar como *motor* ou *gerador*. Como motores convertem uma potência elétrica, a partir de uma fonte, em uma potência mecânica que aciona uma carga acoplada na ponta do eixo. Como gerador ocorre o inverso [18-20]. Por este motivo, os geradores e motores elétricos podem ser denominados de máquinas elétricas rotativas ou simplesmente de máquinas elétricas. As máquinas rotativas trifásicas podem ser síncronas e assíncronas. Nos motores síncronos, a velocidade angular do eixo é constante e independe da carga acoplada ao



eixo, isto até determinados valores de potência, tendo, como limite de uso, a potência nominal da máquina. Nos motores assíncronos, há uma queda da velocidade angular quando é acoplada carga no eixo [18-20].

Com relação ao aspecto construtivo, as máquinas trifásicas são constituídas fundamentalmente de duas partes [18-20]:

- **Estator:** Parte fixa da máquina construída de chapas de aço laminadas na qual são colocados os *enrolamentos de armadura* com alimentação trifásica, defasadas de 120°. Os enrolamentos são dispostos espacialmente de tal forma que as correntes de todas as fases contribuem positivamente na geração de uma onda de fluxo magnético girante ou campo girante.
- **Rotor:** Parte girante da máquina também construída de chapas de aço laminadas na qual são colocados os *enrolamentos de campo*.

O estator e o rotor, na maioria dos casos, são construídos de chapas de aço laminadas, isoladas eletricamente e justapostas no sentido longitudinal da máquina. Com isto diminuem consideravelmente as perdas por correntes parasitas, aumentando o rendimento da máquina [18-20].

As máquinas síncronas com ímãs permanentes, são máquinas rotativas trifásicas nas quais os enrolamentos do rotor, usualmente alimentados com corrente contínua, são substituídos por ímãs permanentes de alto produto energético como o NdFeB. Em geral estas máquinas possuem elevado rendimento (maior que 90%), e em algumas aplicações são utilizadas como servomotores, operando a altíssimas velocidades e elevada frequência de correntes de armadura [18-19].

Núcleos magnéticos envolvidos por bobinas, onde circula corrente alternada, geram um fluxo magnético também alternado. Por este motivo, esses núcleos ficam sujeitos a ação de correntes parasitas, também conhecidas por correntes de Foucault, que são responsáveis por apreciável perda de potência nestes núcleos. A construção destes núcleos magnéticos a partir de chapas de aço isoladas eletricamente reduz parcialmente as correntes parasitas, diminuindo as perdas por correntes de Foucault [18-20].

## 1.6. MÁQUINAS ELÉTRICAS A PARTIR DA M/P

Contudo, utilizando-se os processos da Metalurgia do Pó (M/P) é possível construir estes núcleos em blocos maciços únicos, com elevada permeabilidade magnética e maior resistividade elétrica, se comparadas ao aço convencional, o que reduz as correntes parasitas [21,22]. No caso da aplicação deste processo na construção de núcleos de máquinas elétricas rotativas, pode resultar em máquinas com algumas vantagens sobre aquelas com núcleos convencionais. Assim, na medida em que for possível construir núcleos em blocos únicos e maciços, menos etapas estarão presentes na construção das máquinas e menos energia será consumida na fabricação das mesmas. Salienta-se também que com a utilização de ligas magnéticas de maior resistividade na construção dos núcleos do estator e do rotor, haverá uma redução nas perdas por correntes parasitas, maior rendimento, resultando assim economia de energia elétrica.

Atualmente a aplicação da M/P em núcleos de máquinas elétricas está restrita a motores elétricos especiais para os quais o rendimento não é o critério mais importante, como no caso de minimotores de geometria complexa, em alguns servomotores nos quais os enrolamentos de armadura são alimentados com corrente elétrica de frequência elevada e partes de máquinas onde não há variação de fluxo, como núcleos de rotores de máquinas síncronas. Entretanto, alguns estudos estão sendo realizados em outros tipos de máquinas obtidas a partir da M/P no intuito de se comprovar ou descartar a aplicação desta tecnologia nestes dispositivos [13,14,21,22].

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1. MÁQUINA TOMADA COMO BASE

A máquina tomada como base foi o servomotor síncrono com ímãs permanentes SWA 08732 Brushless AC da WEG Motores. A figura 4-a mostra a vista em corte dos núcleos do estator e rotor na qual pode-se observar o número de pólos e a forma na qual os ímãs são dispostos na superfície do rotor. A figura 4-b mostra a vista em perspectiva deste Servomotor. A tabela 1 mostra os dados de placa.

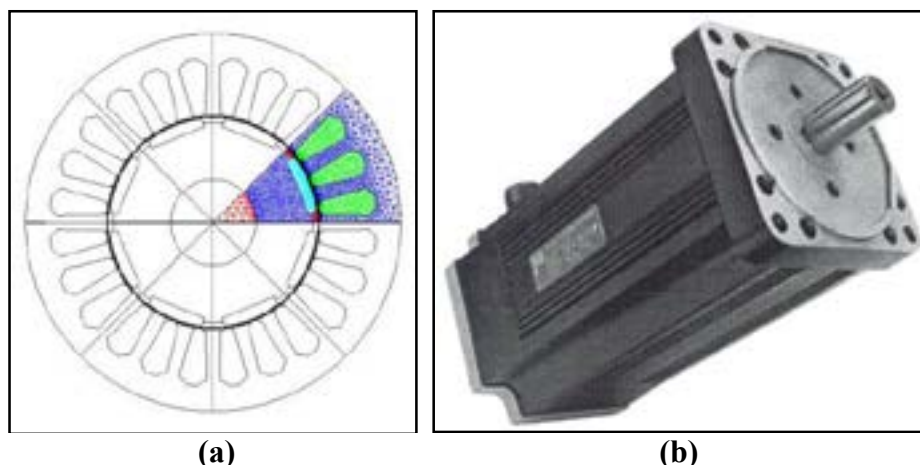


Figura 4 – Servomotor SWA da WEG Motores – (a) Vista em corte do motor síncrono com ímã permanente – (b) Vista em perspectiva

Tabela 1 – Dados de placa do Servomotor 08732

Rotação Nominal	3000 RPM
Torque Mo	1,6 N.m
Pólos	8
Potência	400 W
Tensão	230 V
Classe de isolamento	F
Carcaça	SWA40
Io	2 A
I	1,8 A
I <sub>max</sub>	7,2 A
ΔT	100 K

As características técnicas deste servomotor são:

- Força contra-eletromotriz senoidal
- Rotação suave e uniforme em todas as velocidades
- Baixo nível de ruído e vibração
- Ampla faixa de rotação com torque constante
- Baixa manutenção (servomotores sem escovas)
- Elevada capacidade de sobrecarga
- Baixa inércia
- Resposta dinâmica rápida

As especificações técnicas são:

- Grau de proteção IP 55 <sup>1</sup>
- Isolamento Classe F
- Realimentação por resolver
- Formas construtivas B5 (sem pés, fixado pela flange), V1 (sem pés, fixado pela flange para baixo) e V3 (sem pés, fixado pela flange para cima)
- Protetor térmico (PTC)
- Ponta de eixo com chaveta NBR 6375
- Ímãs terras raras NdFeB
- Rolamento com lubrificação permanente
- Retentor para velocidade do eixo
- Temperatura máxima de operação em regime permanente:  $\Delta T = 100 \text{ }^\circ\text{C}$

## 2.2. MATRIZES PARA COMPACTAÇÃO

As matrizes foram construídas em aço ferramenta, e tem geometria idêntica a máscara dos detalhes do projeto citado na figura 4-a. Foram projetadas e construídas duas matrizes, uma para obtenção do núcleo do estator e outra para obtenção do núcleo do rotor. Salienta-se que, mesmo a possível contração que poderia ocorrer nos processos de consolidação das peças foi levada em consideração. Isto se deveu ao fato de que, matéria-prima de natureza diferentes seriam testadas, cada qual com seus índices de contração ou expansão. A figura 5 mostra fotografias das matrizes.



Figura 5 – Matrizes para compactação do servomotor – (a) Rotor – (b) Estator

## 2.3. ESTUDO DOS MATERIAIS



As matrizes mostradas na figura 5 serão utilizadas para compactação dos núcleos do rotor e estator do servomotor, utilizando a liga Fe-2%P e o Somaloy. Entretanto, foi necessário o estudos destes materiais quanto as propriedades físicas.

Para análise da dureza, tensão de escoamento e micrografia dos compósitos, utilizou-se a matriz da figura 6-a, obtendo-se corpos de prova na forma de cilindros de diâmetro de 13,45 mm (figura 6-b). Para análise das propriedades magnéticas e resistividade elétrica, utilizou-se a matriz da figura 7-a, para a qual foram obtidos corpos de prova na forma de anéis com diâmetro externo de 50 mm e interno de 41,95 mm (figura 7-b). Para a análise das perdas magnéticas foram utilizou-se as matrizes da figura 8-a (núcleo E) e figura 8-b (núcleo T), para os quais foram obtidos corpos de prova montagem de Núcleos de Transformadores (figura 8-c).



Figura 6 – Amostras na forma de cilindro – (a) Matriz – (b) Corpo de Prova



Figura 7 – Amostras na forma de anel – (a) Matriz – (b) Corpo de Prova

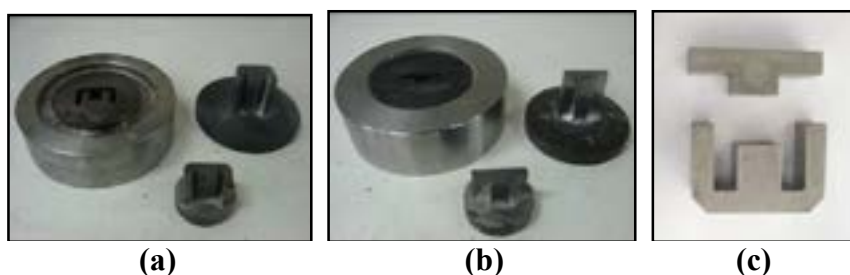


Figura 8 – Amostras na forma de núcleo de transformador – (a) Matriz Núcleo E–  
(b) Matriz Núcleo T – (c) Corpos de Prova

Os corpos de prova foram compactados com pressão de 600 MPa, segundo dados de literatura [3,4]. Para compactação dos cilindros (figura 6-b), foi utilizada uma prensa hidráulica manual de 40 toneladas, marca *Bovenau* (figura 9-a), aplicando sobre a matriz (figura 6-a) uma força de 8,5 toneladas. Para compactação dos anéis (figura 7-b), foi utilizada uma prensa hidráulica manual de 200 toneladas, marca *Nowik* (figura 9-b), aplicando sobre a matriz (figura 7-a) uma força de 34 toneladas. Para compactação dos Núcleos dos Transformadores (figura 8-c), foi utilizada a prensa *Nowik* (figura 9-b),

aplicando sobre a matriz do núcleo E (figura 8-a) uma força de 50 toneladas e sobre a matriz do núcleo T (figura 8-b) uma força de 27 toneladas.

Nas compactações de todos os corpos de prova, a altura do pó na cavidade sobre redução entre 50 e 51%.

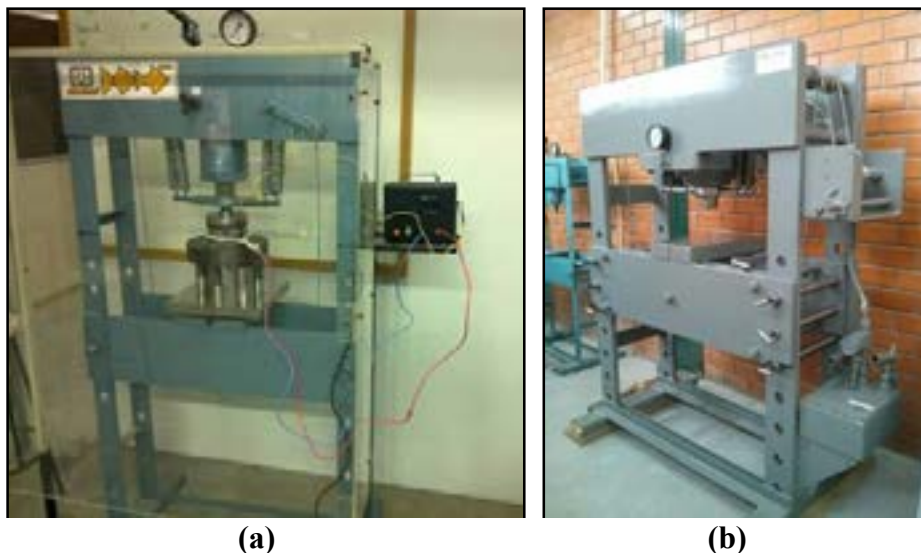


Figura 9 – **Prensas Hidráulicas utilizadas para compactação dos corpos de prova – (a) Bovenau de 40 toneladas – (b) Nowik de 200 toneladas**

O tratamento térmico dos corpos de prova foi realizada em forno tubular tipo mufla marca *Sanchis* (figura 10-a), temperatura máxima de 1.250 °C, com sensor termopar tipo K, e resistências de Kanthal A-1. Para a liga Fe-2%P o tratamento térmico consistiu de uma sinterização com atmosfera de gás verde (95% N e 5% de H), considerando o gráfico dos patamares da figura 10-b. Para o Somaloy, segundo dados do fabricante, o tratamento térmico foi realizado em atmosfera ambiente com temperatura de 450 °C por 15 minutos.

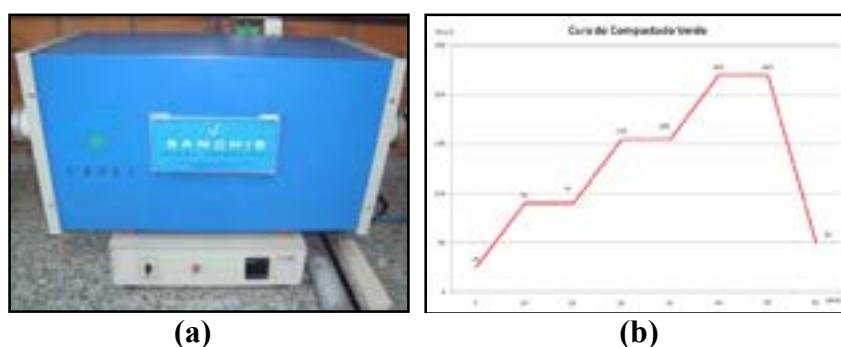


Figura 10 – **Tratamento Térmico dos Corpos de Prova – (a) Forno utilizado – (b) Patamares de Sinterização da liga Fe-2%P**

#### 2.4. PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E RESISTIVIDADE ELÉTRICA

As propriedades magnéticas foram obtidas a partir das curvas magnéticas (laço de histerese e curva de magnetização) que relacionam campo magnético  $H$  aplicado a um material com a indução magnética  $B$  resultante. A partir do laço de histerese, foram obtidas a retentividade (magnetismo remanente) e a coercitividade (campo desmagnetizante). Através da análise da curva de magnetização, foi observada a

permeabilidade magnética e a indução de saturação ou indução máxima (que também pode ser visualizada a partir do laço de histerese) [5]. A determinação das propriedades magnéticas básicas dos materiais na forma de anel (toróide) segue a norma ASTM A773 [23], a partir do corpo de prova sinterizados na forma de anel (anel de Rowland). Inicialmente, os anéis foram isolados com fita isolante e, em seguida, bobinados com fio de cobre AWG 26 (0,41mm de diâmetro). Foi obtido o número de espiras da bobinagem secundária. Posteriormente, foram isolados novamente com fita adesiva e bobinados com fio de cobre AWG 23 (0,57mm de diâmetro). Também, contou-se o número de espiras da bobinagem primária. O equipamento e o software para a aquisição dos dados utilizados foram o Global Mag, modelo TLMP-TCH-14 (figura 11-a). Para todas as amostras, utilizou-se durante o ensaio corrente de 5A e frequência de 0,05Hz. A figura 11-b mostra o anel conectado ao traçador. Os dados de entrada para a obtenção da curva de histerese foram [24].

- Densidade de espiras do primário (nº de voltas/m).
- Número de espiras do secundário.
- Resistência do fio de cobre (padrão – 0,2 Ohms).
- Área secção Transversal (mm<sup>2</sup>).
- Densidade do material (kg/m<sup>3</sup>).



Figura 11 – Traçador de Curvas Magnéticas – (a) Modelo TLMP-TCH-14 – (b) Conectado ao anel bobinado

A resistividade do material (corpos de prova) das ligas foi determinada a partir do cálculo da resistência elétrica. Para medição desta, utiliza-se um dispositivo denominado de multímetro ou multiteste, que mede diretamente a resistência elétrica do corpo. Entretanto, para medição de resistência elétrica muito baixa, aplica-se uma tensão no corpo de prova e mede-se a corrente elétrica. Portanto, o corpo de prova para determinação da resistividade deve ter a forma de uma barra fina e comprida. Um artifício é a utilização de um anel, cortando-se um segmento do mesmo, fazendo que este tenha a forma de uma barra curvada, ou seja, de grande comprimento e pequena área de seção transversal [25]. A figura 124 mostra o anel com os fios soldados, conectado a uma fonte de tensão contínua, com medição de corrente e tensão.

A corrente de valor constante foi fornecida por uma fonte de tensão Contínua e mediu-se a tensão sobre o anel com o auxílio de voltímetro de precisão Minipa. A resistividade elétrica foi calculada com a equação 1, a partir da resistência elétrica dos corpos de prova em forma de anel [24,25].



$$R = \rho \frac{l}{A} \Rightarrow R = \frac{V}{I} \Rightarrow \rho = \frac{V \cdot A}{I \cdot l}$$

Equação [1]

onde:

- $\rho$  – Resistividade Elétrica ( $\Omega \cdot m$ )
- R – Resistência Elétrica ( $\Omega$ )
- l – Comprimento do Anel (m)
- A – Área da Seção Transversal ( $m^2$ )
- V – Tensão Elétrica (V)
- I – Corrente Elétrica Aplicada (A)



Figura 12 – Anel cortado com Terminais soldados e conectados a fonte elétrica e multímetro para determinação da Resistividade

## 2.5. PERDAS MAGNÉTICAS EM FUNÇÃO DA FREQUÊNCIA

As perdas em  $W / m^3$  em função da frequência, foram determinadas a partir de núcleos na forma de transformador, ou seja, núcleos E e T, sendo utilizado, como modelo um transformador comercial de chapas de 12 V / 500 mA [24]. Assim, é possível fazer uma comparação de perdas em Núcleos de Chapas e por M/P, uma vez que é possível utilizar, além das mesmas dimensões (no caso das matrizes), a mesma bobina. Cita-se que, como as perdas são em função do volume, ou seja, adimensionais, pode-se fazer também uma comparação com qualquer geometria, como os núcleos toroidais, típicos das ferritas macias, materiais comuns em indutores, desde que seja possível colocar enrolamentos primário e secundário.

A figura 13-a mostra o circuito equivalente de um transformador, somente com o lado primário, para o ensaio a vazio (como a saída fica aberta, não é necessário representar o secundário), acrescido de  $R_X$  uma resistência de  $1 \Omega$ , no qual é observada a corrente  $i(t)$  no canal B do osciloscópio. A tensão  $v_i(t)$  é observada no canal A do osciloscópio. Assim é possível observar também a defasagem entre a tensão e a corrente ou seja o ângulo  $\varphi$ , sendo possível então determinar todas as potências envolvidas. A figura 13-b mostra o circuito equivalente das impedâncias do transformador. As grandezas estão relacionadas a seguir [18-20]:

$R_1$  - Resistência dos enrolamentos do primário (medida =  $1 \Omega$ )

$X_1$  - Reatância dos enrolamentos do primário

$R_n$  - Resistência que considera as perdas magnéticas no núcleo por correntes parasitar e ciclo de histerese (na verdade é esta perda que precisa ser observada)

$X_m$  - Reatância de Magnetização do Núcleo  
 $R_x$  - Resistência de 1  $\Omega$   
 $Z_t = R_t + jX_t$  (impedância equivalente total do circuito)

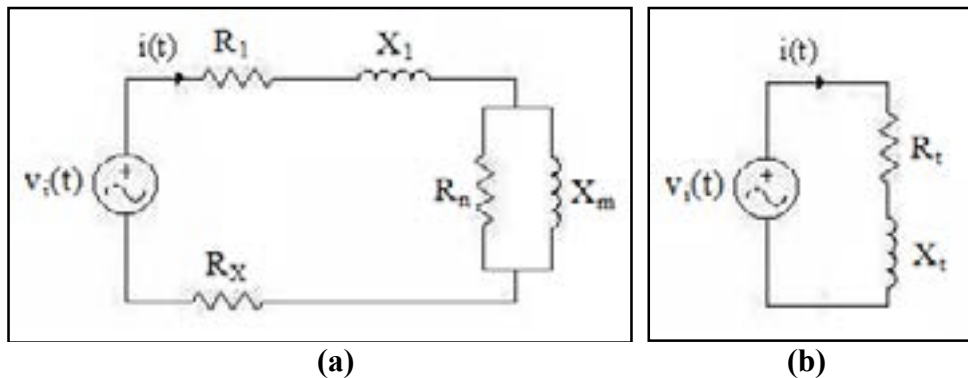


Figura 13 – Circuitos Equivalente do Transformador – (a) Primário – (b) Impedância Equivalente [19]

A figura 14-a mostra um circuito RL típico, e a figura 14-b mostra como se comporta a tensão  $v_i(t)$  (em vermelho) e a corrente  $i(t)$  (em preto). Assim, é possível observar a defasagem entre a tensão e a corrente também [25].

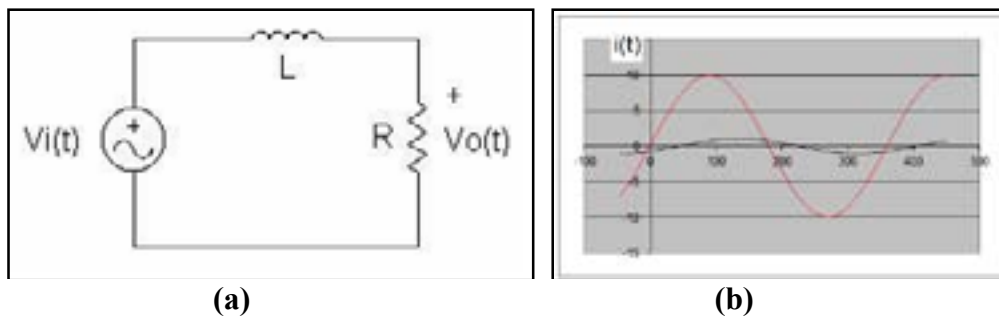


Figura 14 – Circuito RL – (a) Diagrama Esquemático – (b) Formas de onda de tensão e corrente [25]

A figura 15 mostra o esquema montado para os ensaios, onde as tensões senoidas foram geradas a partir de um Gerador de Sinais (50 a 1kHz), amplificadas, e a partir de um osciloscópio, foram observadas as tensões, correntes e defasagens (ângulos em graus).

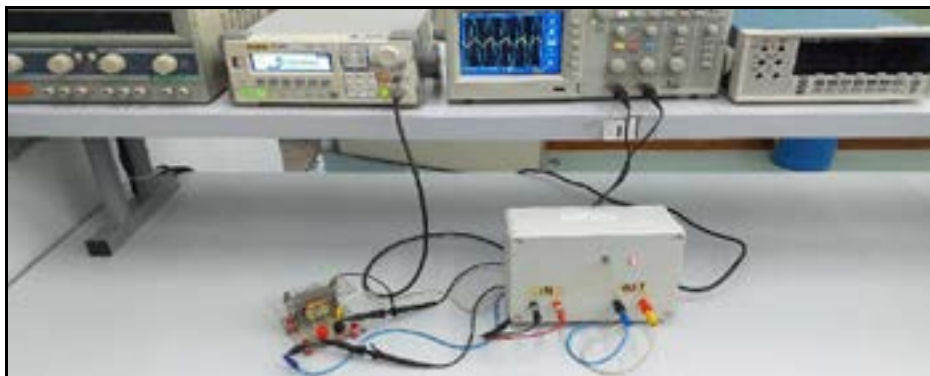
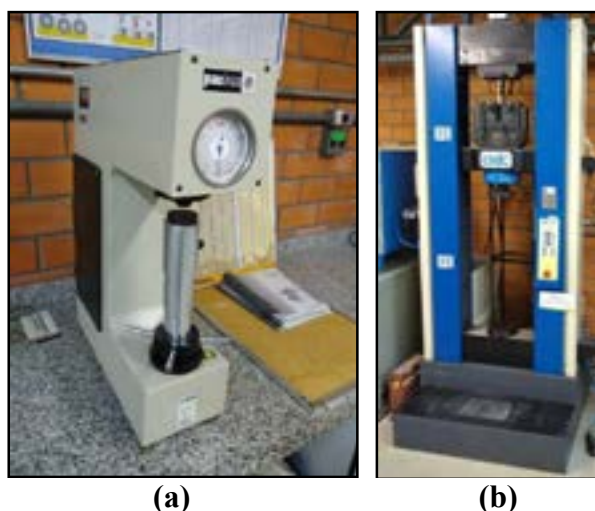


Figura 15 – Esquema Elétrico montado para observações das Perdas em Frequência

## 2.6. PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os ensaios de dureza (escala HRB) foram realizados em um durômetro Pantec, modelo RASN / N°496-00 (figura 16-a), utilizando o padrão Rockwell B empregado em ligas de cobre, níquel, alumínio e aços não temperados, com penetrador de esfera 1/16” e carga de 100kgf (980,7N), segundo a norma ASTM E18 [26]. Os ensaios de compressão foram realizados em uma máquina de ensaios universal Emic DL20000 com célula de carga até 200kN (figura 16-b), utilizando-se velocidades de 2,0 mm/min, de acordo com a norma ASTM E9 [27].



**Figura 16 – Ensaios mecânicos – (a) Durômetro Pantec modelo RASN / N°496-00 – (b) máquina de ensaios universal Emic DL20000 com célula de carga até 200kN**

## 2.7. CONTROLADOR E BANCADA DE ENSAIOS

As máquinas a serem desenvolvidas neste projeto, não serão testadas como servomotores, mas somente como motores elétricos funcionando em alta frequência. Este aspecto se deve ao fato de que, não será desenvolvido um servocontrolador completo, mas somente um controlador básico capaz de gerar tensões senoidais trifásicas até aproximadamente 300 Hz, controle de amplitude e frequência. Assim, será possível testar as máquinas quanto ao seu funcionamento básico. A figura 17 mostra o diagrama em blocos do controlador, onde pode-se observar as partes básicas do circuito elétrico a saber, o retificador, o conversor CC-CC, o microprocessador e o inversor.

Além de um controlador, será necessário o desenvolvimento e montagem de uma bancada de testes para o servomotor, no qual será possível medir tensões, corrente, potência elétrica (wattímetro), velocidade angular (tacômetro) e potência mecânica (a partir de sensor de torque entre os eixos ou célula de carga). A figura 18 mostra o desenho esquemático desta bancada, no qual pode-se observar que serão necessárias duas máquinas para estas medições, ou seja, a máquina da esquerda funcionando como motor e a máquina da direita funcionando como gerador. Contudo, serão construídas três máquinas (rotor e estator a partir de Fe-2%P, Somaloy e Chapas). como serão construídas 3 máquinas. Observa-se da figura 18 que 3 lâmpadas estão conectadas na saída do gerador, as quais funcionarão como carga. Assim, a partir do Wattímetro é possível medir a potência elétrica de entrada do motor, a partir da célula de carga (sensor de torque) é possível medir a potência mecânica de saída do motor (e entrada do gerador), e a partir do voltímetro e amperímetros e lâmpadas é possível medir a potência na saída do gerador. Desta forma é possível determinar os rendimentos das duas máquinas, seja funcionando



como motor ou gerador. Cita-se que o rendimento de um motor é relação percentual entre a potência mecânica de saída na ponta eixo do motor e a potência elétrica de entrada. Para a máquina funcionando como gerador, o rendimento é calculado invertendo-se entrada e saída.

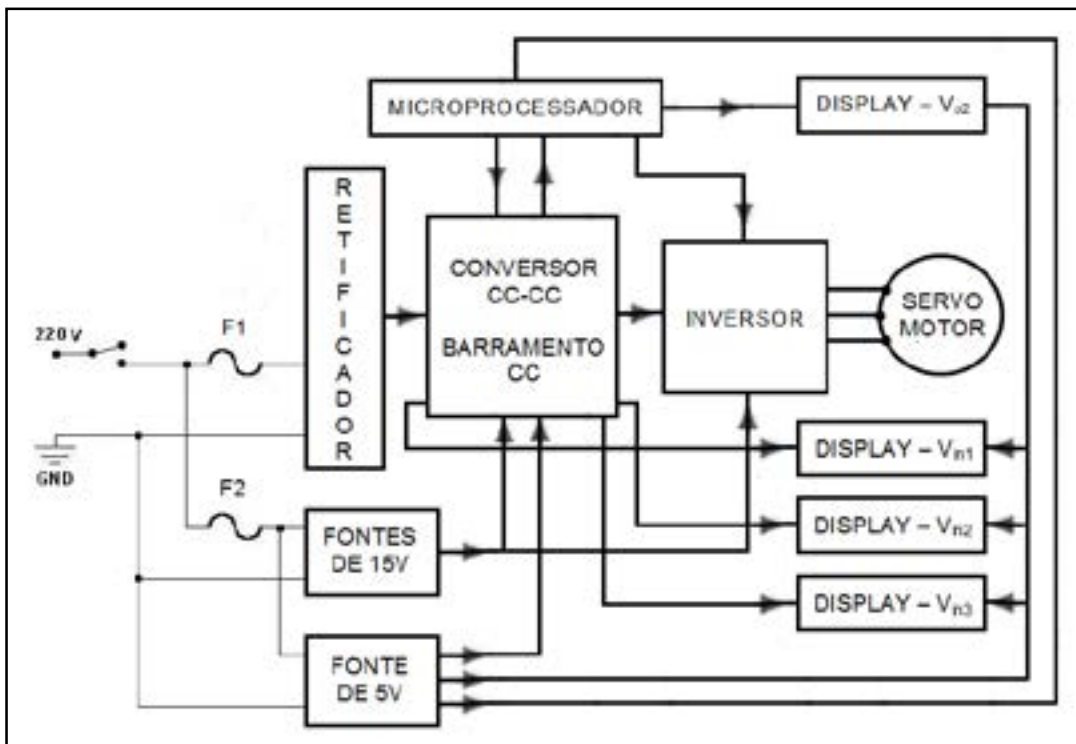


Figura 17 – Diagrama em blocos do controlador dos servomotores a serem desenvolvidos para testes como motor funcionando em alta frequência

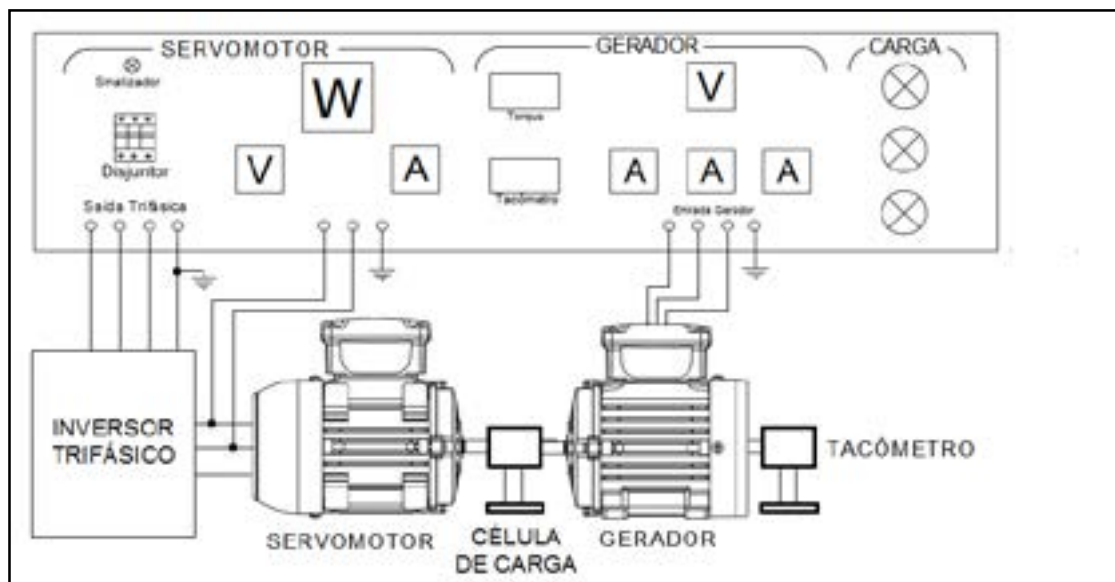


Figura 18 – Desenho Esquemático da bancada para os testes dos Servomotores funcionando como Motor e Gerador

A velocidade será sensoriada por um Tacômetro Digital TD-40B da S&E Instrumentos (figura 19-a), apropriado para medição de eventos por tempo (km/h), RPM, metros por minuto, litros por segundo entre outros), com 4 dígitos e dimensões 48x96 cmm ou 96x96

mm ideais para processos onde a relação seja acima de 30 pulsos. O sensor será um Encoder Incremental óptico E30-A também da S&E Instrumentos (figura 19-b), com montagem tipo ponta de eixo (em aço inoxidável) com diâmetro de 8 mm e disco ótico inquebrável. Acompanha acoplamento elástico e possui 3 saídas de pulsos (A, B e Z). A relação de pulsos é de 1 até 1024 PPR, o sinal de saída é tipo Push-pull e a alimentação de 5~28 Vdc [28].



Figura 19 – Sensor de Velocidade da S&E Instrumentos – (a) Tacômetro Digital TD-40B – (b) Encoder Incremental óptico E30-A [28]

Para medição de tensão, corrente, potência e frequência elétricas, será utilizado o Multimetro de Energia Trifásico VRG 330R 90~240 Vca da Tholz (figura 20-a) [29]. O multimetro deve ser utilizado com um Transformador de Corrente MSQ 30 100/5 Classe 1% (figura 20-b). Este transformador de corrente é fabricado de acordo com as normas internacionais IEC185-1987, VDE0414 e BS7626, podendo ser utilizado em procedimentos de testes, controle, visualização da corrente consumida por dispositivos elétricos, proteção contra sobrecorrentes e demais aplicações onde é necessária amostra de corrente [30].

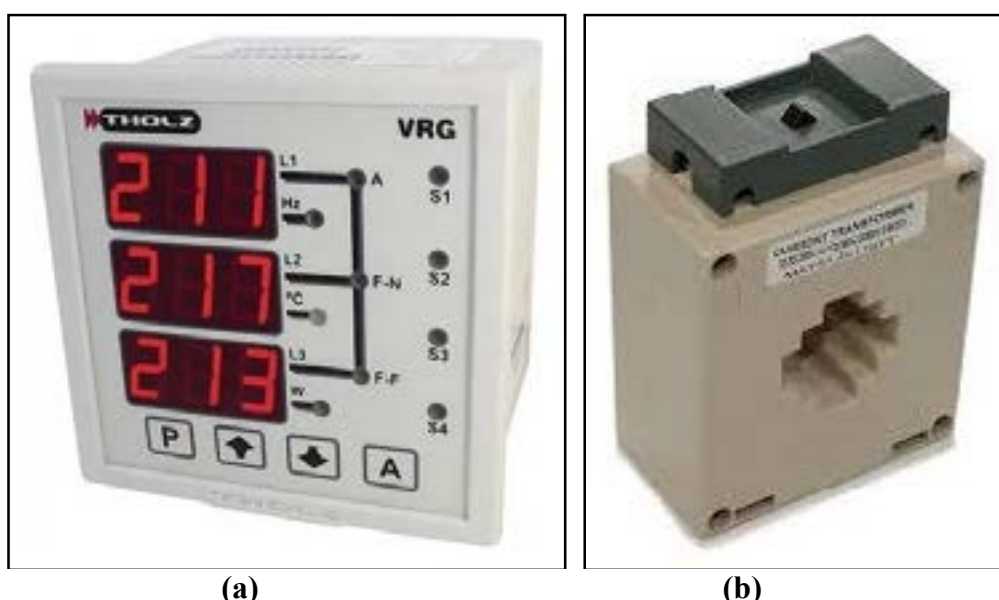


Figura 20 – Medidas Elétricas – (a) Multimetro de Energia Trifásico VRG 330R [29] – (b) Encoder Incremental óptico E30-A [30]

Para medição de potência mecânica, será utilizado o Sensor de Torque Dinâmico MKDC-5 da MK Controle e Instrumentação (figura 21-a), com capacidade de 5 N.m, sentido de trabalho Horário / anti- Horário, alimentação de 10 Vcc, sinal de saída de 2m V/V +/-

10% e com eixo chavetado. A visualização será partir do Indicador Digital MMK-2030 (figura 21-b) com 2 relés, alimentação de 90~240 Vca, saída com 2 relês, microprocessado, display de led 14mm, detetor de pico, reset de pico zero, tara e Set-Point ajustável [31].



Figura 21 – Sensor de Torque Dinâmico MKDC-5 da MK Controle e Instrumentação – (a) Célula de Carga – (b) Indicador [31]

A figura 22-a mostra o desenho dimensional da estrutura da bancada e a figura 22-b mostra a bancada em montagem, na qual pode-se observar os dois multimedidores capaz de medir tensão, corrente, potência e frequência (direita e esquerda) e ao centro o indicador do tacômetro. Nesta fase do projeto, o sensor de torque ainda está em fase de aquisição.

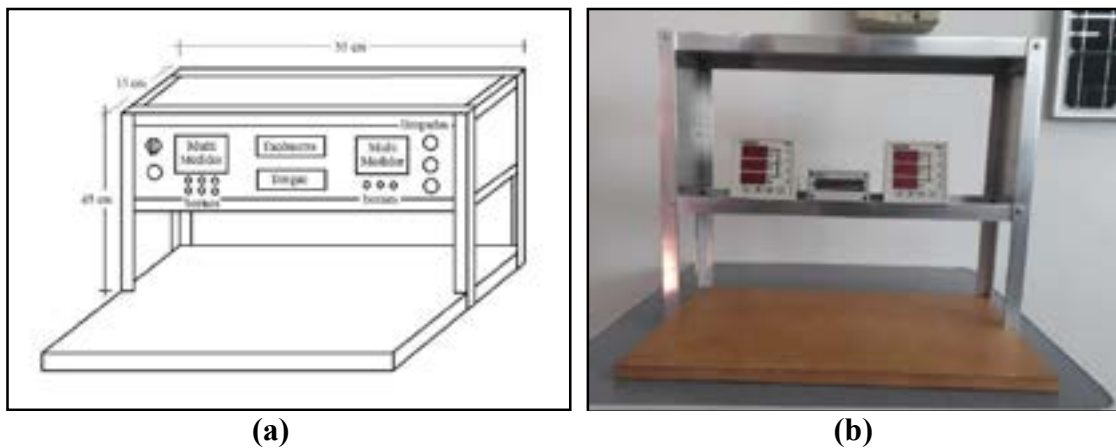


Figura 22 – Bancada para Ensaios dos Servomotores – (a) Desenho Dimensional – (b) Em fase de montagem

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A tabela 2 mostra os dados comparativos das Propriedades Físicas do Ferro Puro e das ligas Fe-P Sinterizados e do Somaloy.

Tabela 2 – Propriedades físicas do Ferro puro ligas Fe-P e Somaloy

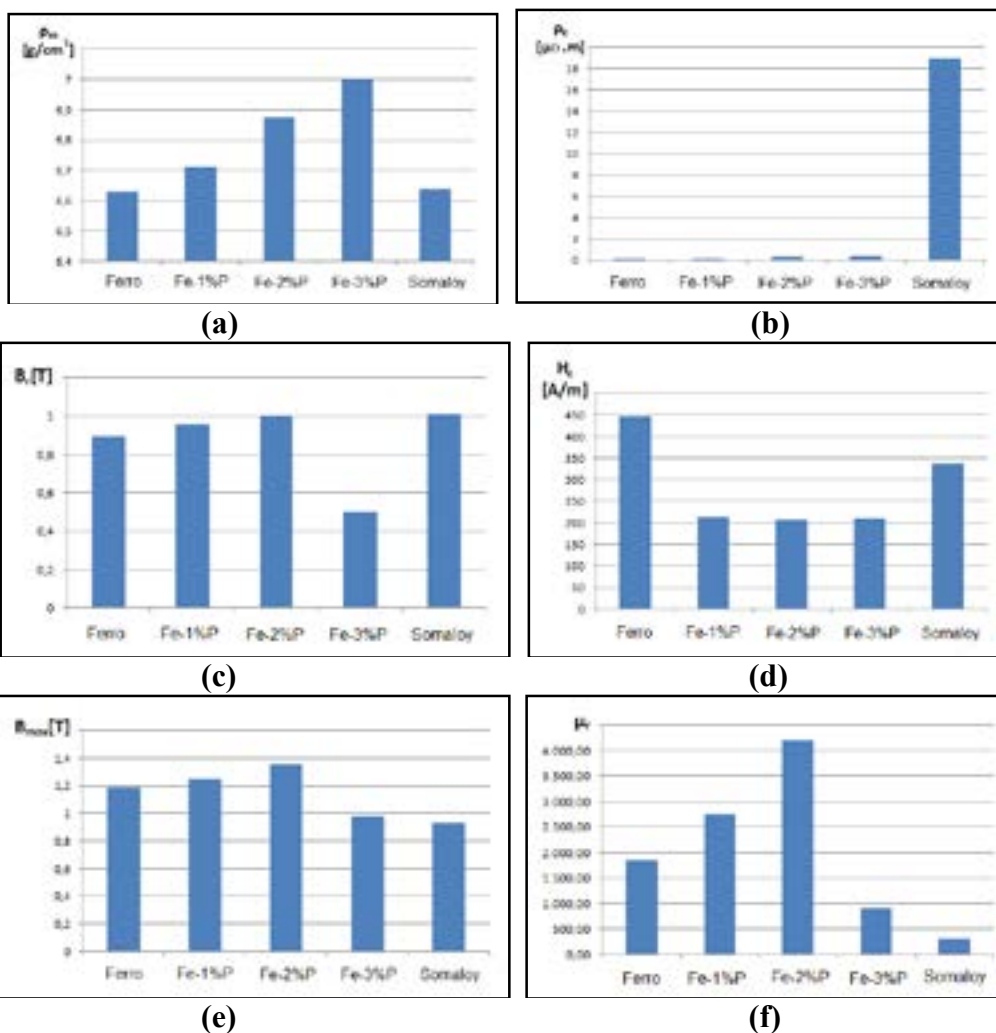
Material	$\rho_m$	$\rho_e$	$B_r$	$H_c$	$B_{max}$	$\mu_r$	HB	$\sigma_e$
----------	----------	----------	-------	-------	-----------	---------	----	------------

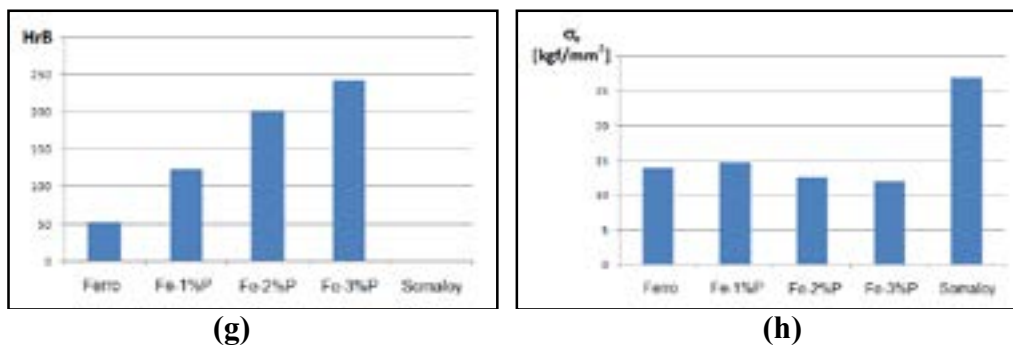


	[g/cm <sup>3</sup> ]	[μΩ.m]	[T]	[A/m]	[T]			[kgf/mm <sup>2</sup> ]
Ferro	6,632	0,157	0,90	448,2	1,19	1.852,6	52,1	13,99
Fe-1%P	6,712	0,197	0,96	215,8	1,25	2.766,1	124,5	14,79
Fe-2%P	6,874	0,358	1,00	207,9	1,36	4.198,7	202,4	12,64
Fe-3%P	7,003	0,421	0,50	210,7	0,98	919,4	242,9	11,99
Somaloy	6,640	19,306	1,01	338,2	0,93	312,6	-	26,98

$\rho_m$  é a densidade,  $\rho_e$  a resistividade elétrica,  $B_r$  a retentividade,  $H_c$  a coercitividade,  $B_{max}$  a indução de saturação (observada para campo de 6 kA/m),  $\mu_r$  a permeabilidade magnética relativa,  $HB$  a dureza na escala Brinell,  $\sigma_e$  a tensão de escoamento.

A figura 23-a mostra a Densidade comparativa para os materiais da tabela 2, e a figura 23-b mostra a Resistividade Elétrica comparativa. A figura 23-c mostra a Retentividade Magnética e a figura 23-d mostra a Coercitividade Magnética. A figura 23-e mostra a Indução de Saturação Magnética e a figura 23-f mostra a Permeabilidade Magnética Relativa. A figura 23-g mostra a Dureza em HB e a figura 23-h mostra a Tensão de Escoamento.



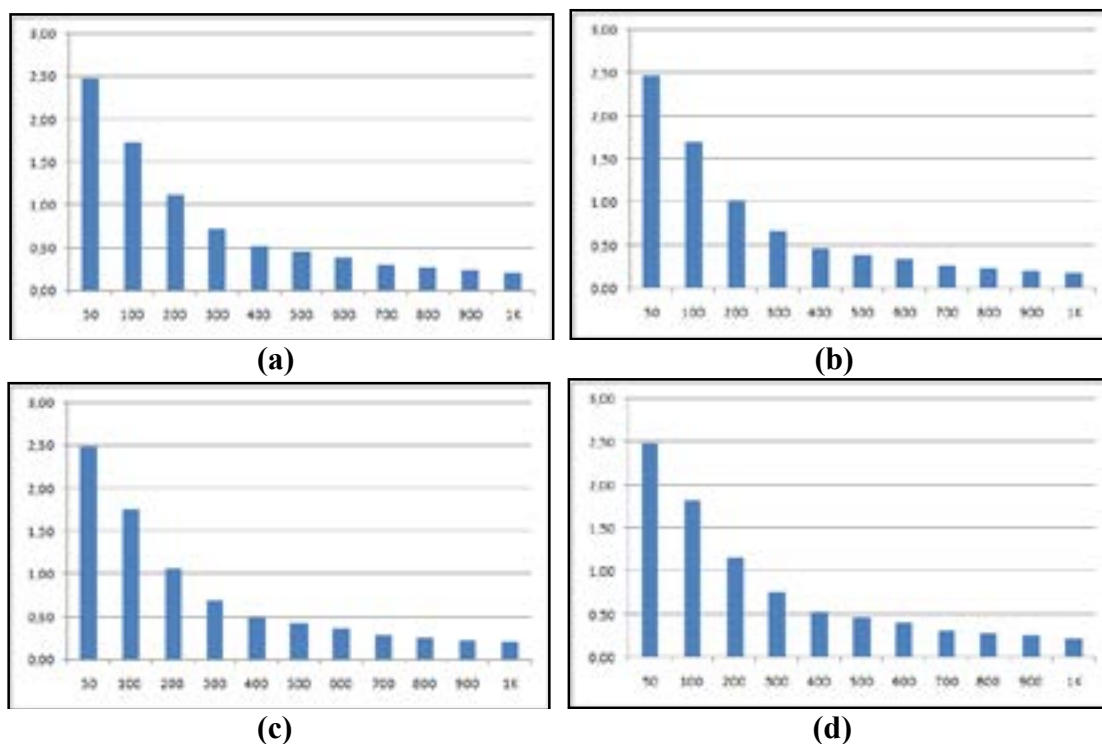


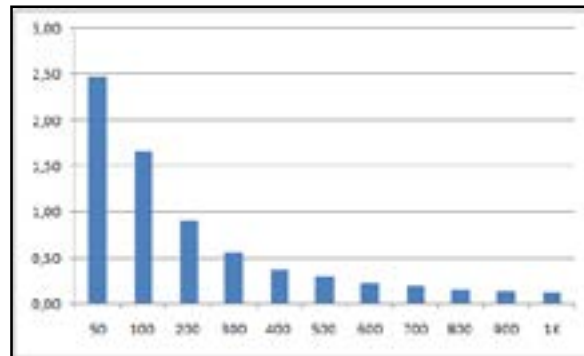
**Figura 23 – Comparativo entre as ligas Ferro sinterizado e Somaloy – (a) Densidade – (b) Resistividade Elétrica – (c) Retentividade – (d) Coercitividade – (e) Indução de Saturação – (f) Permeabilidade Magnética – (g) Dureza – (h) Tensão de Escoamento**

Conforme pode ser visualizado na figura 23 e na tabela 2, com a adição de fósforo ao ferro, ocorre uma melhora geral nas propriedades físicas de interesse da liga Fe-P, até o percentual de 2%, uma vez que para percentuais maiores, estas propriedades começam a ser prejudiciais para o uso em motores ou servomotores, como por exemplo a queda da permeabilidade e o aumento significativo da dureza.

Já com relação ao Somaloy, este possui resistividade muito maior (aproximadamente 100 vezes maior) o que é benéfico para o uso em motores elétricos pois reduz as correntes parasitas, mas a permeabilidade magnética é significativamente menor.

A figura 24 mostra as perdas em  $W / cm^3$  para o Ferro Puro e as ligas Fe-P Sinterizados e do Somaloy, para as faixas de frequência de 50 a 1 kHz.





(e)

**Figura 24 – Perdas em  $W / cm^3$  para (a) Ferro puro Sinterizado – (b) Fe-1%P – (c) Fe-2%P – (d) Fe-3%P – (e) Somaloy**

Com relação às perdas em freqüência se pode observar que, para o ferro puro e as ligas Fe-P, estas decaem exponencialmente em muito semelhantes, contudo, para o Somaloy e queda é mais acentuada. Entretanto servomotores devem funcionar como motores em alta velocidade de rotação, as correntes devem apresentar alta freqüência, e assim, é fundamental que haja uma diminuição das perdas nestas condições.

#### 4. CONCLUSÕES

Os ensaios em freqüência demonstraram que as perdas magnéticas em núcleos construídos a partir destes materiais, decaem exponencialmente, o que seria ideal para o uso em dispositivos elétrico-magnéticos e eletromagneto-mecânicos como indutores, transformadores e motores como os servomotores, desde que operam em altas freqüências de corrente elétrica. Até o presente estágio desta pesquisa, ainda não foi possível definir qual será o desempenho de cada servomotor em desenvolvimento, contudo, somente após a construção e os testes dos mesmos, haverá resultados mais concretos. Os resultados finais serão divulgados em publicações futuras.

#### AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a FAPERGS pelo financiamento desta pesquisa.

#### REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1]- CHIAVERINI, V. **Metalurgia do Pó**. S. Paulo, Édile Serviços Gráficos e Editora Ltda, 1992. 352p.
- [2]- BRADBURY, S. **Powder Metallurgy Equipment Manual**. New Jersey, USA, MPIF, 1986. 199p.
- [3]- GERMAN, R.M. **Powder Metallurgy Science**. New Jersey, Metal Powder Industries Federation, 1984, 279p.
- [4]- HÖGANÄS AB. **Höganäs Handbook for Machining Guidelines**, 135 p., 2004.
- [5]- KRAUS, J.D. CARVER, K.R. **Eletromagnetismo**. R.Janeiro, Guanabara, 1978. 780p



- [6]- CULLITY, B.D. **Introduction to Magnetic Materials**. Adison. Wesley Publishing Company, Massachusetts, 1967. 514p.
- [7]- JILES, D. **Introduction to Magnetismo and Magnetic Materials**. London, Chapman and Hall, 1991.440p.
- [8]- CREMONEZI, A.; KLEIN, A. N.; LOBERTO, A.; *et al.* **A Metalurgia do Pó – Alternativa Econômica com Menor Impacto Ambiental**. Grupo Setorial de Metalurgia do Pó. Metallum Eventos Técnicos. , 1ª Ed., São Paulo. 2009.
- [9]- BARBOZA, J. S. (2009). Mestrado em Engenharia. *Caracterização de compósitos magnéticos macios desenvolvidos através da metalurgia do pó aplicados a núcleos de máquinas elétricas*, 99 p. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil: Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Fonte: <http://hdl.handle.net/10183/16209>
- [10]- NIADA, R. F. (2011). Mestrado em Engenharia. *Caracterização de ligas compósitos magnéticas a partir da metalurgia do pó para aplicação em núcleo de máquinas rotativas*, 84 p. Novo Hamburgo, Rio Grande do Sul, Brasil: Universidade Feevale. Fonte: <http://biblioteca.feevale.br/Dissertacao/DissertacaoRafaelNiada.pdf>
- [11]- THORSEN, K. A., PERSSON, M. (2004). **Soft magnetic materials - an introduction**. *International SinterNews*, pp. 4 - 5. Fonte: International SinterNews: <<https://issuu.com/sinternews/docs/sinternews3en-gb/1>
- [12]- <https://www.hoganas.com/en/powder-technologies/soft-magnetic-composites/products/coated-powders-for-electromagnetic-applications/> - Acessado em 10/07/2019.
- [13]- BORBA, M.G., DIAS, M.M., MARTINS, R.M., ET al. **Analysis of Electrical Resistivity of Iron-Resin Composite Materials from Powder Metallurgy**, *International Journal of Scientific & Engineering Research*. v.7, n.8, 2016, p.1-5.
- [14]- M.M. DIAS, H.J. MOZETIC, J.S. BARBOZA, et al, **Influence of Resin Type and Content on Electrical and Magnetic Properties of Soft Magnetic Composites (SMCs)**, *Powder Technology*, 237, 213-220, 2013.
- [15]- <https://www.hoganas.com/pt-br/powder-technologies/soft-magnetic-composites/products/> - Acessado em 10/09/2019
- [16]- <https://www.citisystems.com.br/servo-motor/> - Acessado em 10/09/2019
- [17]- [https://www.weg.net/catalog/weg/BR/pt/Automa%C3%A7%C3%A3o-e-Controle-Industrial/Drives/Servoacionamentos/c/BR\\_WDC\\_IA\\_DRV\\_SDRV](https://www.weg.net/catalog/weg/BR/pt/Automa%C3%A7%C3%A3o-e-Controle-Industrial/Drives/Servoacionamentos/c/BR_WDC_IA_DRV_SDRV) - Acessado em 10/09/2019
- [18]- FITZGERALD, A.E, KINGSLEY, Jr. C, UMANS, S.D. **Electric Machinery**. New York, McGraw-Hill Inc, 1990. 599p.
- [19]- NASAR, S.A. **Handbook of Electric Machines**. New York, McGraw-Hill, 1987.

- [20]- KOSOW, I.L. **Electric Machinery and Transformers**. Prentice Hall, 1991 - 626p.
- [21]- JANSSON, P. **Soft Magnetic Materials for A.C. Applications**. Hoeganes A.B., Hoeganes Swed, Powder Metallurgy, v.35, n.1, 1992. p.63-66.
- [22]- KRAUSE, R.F., BULARZIK, J.H., KOKAL, H.R. **New Soft Magnetic Material for AC and DC Motor Applications**. Magnetics Inc, Burns Harbor, IN, USA. Journal of Materials Engineering and Performance, v.6, n.6, Dec. 1997. p.710-712.
- [23]- ASTM A773/A773M **American Standard Test Method for DC Magnetic Properties of Materials Using Ring and Permeameter Procedures with DC Electronic Hysteresigraphs**.
- [24]- BITTENCOURT, S. D.; SCHAEFFER, L.; DIAS, M. M. **Ligas Magnéticas Sinterizadas Usadas em Máquinas Elétricas Rotativas**. 1. ed. Porto Alegre: Novas Edições Acadêmicas, 2015. 105p.
- [25]- BOYLESTAD, R.L., NASHELSKY, L. **Electronic Devices and Circuit Theory**. New Jersey, Prentice Hall, 894p, 2009.
- [26]- ASTM E18 (**Standard methods for Rockwell hardness and Rockwell superficial hardness of metallic materials**)
- [27]- ASTM E9 (**Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature**)
- [28]- <https://www.seinstrumentos.com.br/> - Acessado em 10/09/2019
- [29]- <https://tholz.com.br/industriais/vrg/> - Acessado em 10/09/2019
- [30]- <https://www.viewtech.ind.br/transformador-de-corrente-msq-30-1005-classe-1> - Acessado em 10/09/2019
- [31]- <http://www.mkcontrole.com.br/a-empresa> - Acessado em 10/09/2019

## **STUDY OF A SERVOMOTOR BUILT FROM POWDER METALLURGY PROCESSES**

**ABSTRACT:** The objective of this work is to study, for further development, of a 400 W Servo Drive, composed of an Servomotor with 8 pole, in which the Rotor and Stator cores will be built from the Powder Metallurgy Processes. In these processes, Servomotor parts such as Rotor and Stator Cores will be made from Fe-P alloy (compaction and sintering), Somaloy microencapsulated powders (compaction and heat treatment) and silicon steel sheets (conventional servomotor). To compare. It is mentioned that, in the case of a servo drive, it consists of a servomotor and a servo controller or servo inverter, the latter being a device capable of generating sine waves or near these forms, with great frequency and amplitude variation, since Servomotors are Synchronous Motors capable of rotating at high speeds, reversing the direction of rotation as well as rotating only an angular amount. A Servo Controller or Servo Inverter consists of a three phase grid rectification, DC-DC Converter and an Inverter. It is also mentioned that a bench for Servomotor tests will be studied, consisting basically of Voltmeter, Ammeter, Wattmeter, Torque Sensor, Tachometer, a Generator acting as a load for the Servomotor and lamps simulating a resistive load. The project is at an intermediate stage of development, and only some data are present in this work.

**Keywords:** Servomotor, Servo Drive, Powder Metallurgy, Three Phase Inverter, DC-DC Converter.



# ANÁLISE DA VIABILIDADE DA SUBSTITUIÇÃO DO AÇO DOS TUBOS DE UM TROCADOR DE CALOR

Juliano Nunes de Oliveira<sup>(1)</sup>  
Sandra Raquel Kunst<sup>(2)</sup>  
Pablo de Souza Mello<sup>(3)</sup>  
Luã Tainachi Mueller<sup>(4)</sup>  
Guilherme José Schneider<sup>(5)</sup>  
Jane Zoppas Ferreira<sup>(6)</sup>  
Cláudia Trindade Oliveira<sup>(7)</sup>  
Luís Ricardo Pedra Pierobon<sup>(8)</sup>  
Pedro Carlos Hernandez Jr<sup>(9)</sup>

## RESUMO

No trocador de calor, do tipo casco e tubo, a água de refrigeração passa pelo casco resfriando, em fluxo contracorrente, a salmoura que passa pelos tubos. As perdas financeiras e a baixa confiabilidade operacional motivaram um estudo na busca de um material capaz de aumentar o tempo de campanha e com possível viabilidade econômica de implementação. A escolha do aço superduplex como material dos tubos baseou-se nas propriedades de resistência mecânica e de resistência à corrosão que estes aços possuem em relação ao tipo de mecanismo de dano. Este trabalho aborda um estudo comparativo entre o material usualmente utilizado, aço carbono ASTM A214, e um material alternativo - aço inoxidável superduplex ASTM A789 UNS S32750 – para ser empregado nos tubos de um resfriador de salmoura. Os tubos de aço carbono têm apresentado alta taxa de falhas nos últimos anos. Como forma de aumentar a confiabilidade operacional do trocador de calor, foram analisados, ensaiados e comparados tubos de aço carbono ASTM A214 e tubos de aço inoxidável superduplex ASTM A789 UNS S32750 como recebidos. Para a caracterização microestrutural foi utilizado espectrômetro de raios-X portátil, técnica de microscopia ótica e eletrônica de varredura. Para avaliar e comparar o comportamento dos materiais a resistência à corrosão foram executados os ensaios de névoa salina, com duração de 24 horas nos padrões estabelecidos pela norma ASTM B117, e imersão em cloreto férrico, com duração de 72 horas

(1) Engenheiro Mecânico, IF-SUL - campus Sapucaia do Sul.

(2) Pós Doutoranda em Engenharia, LACOR UFGRS,  
tessaro.sandra@gmail.com

(3) Graduando em Engenharia Mecânica, Universidade Feevale.

(4) Graduando em Engenharia Mecânica, Universidade Feevale.

(5) Graduando em Engenharia Mecânica, Universidade Feevale.

(6) Graduando em Engenharia Mecânica, Universidade Feevale.

(7) Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. PPGE3M, LACOR UFGRS.

(8) Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Mestrado em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais.

(9) Prof. Dr., IF-SUL - campus Sapucaia do Sul.

conforme o método A da norma ASTM G48. A escolha do aço inoxidável superduplex ASTM A789 UNS S32750 baseou-se na sua excelente resistência mecânica, bem como elevada resistência a corrosão por pites, que foi o mecanismo de dano verificado nas últimas manutenções. Os resultados deste estudo indicaram que a substituição do material de projeto pelo material alternativo traria um aumento significativo na confiabilidade do equipamento e no tempo de campanha.

## 1. INTRODUÇÃO

O trabalho proposto tem por objetivo analisar a viabilidade técnica e econômica para substituir o material de projeto (aço carbono) dos tubos de um trocador de calor por um material com propriedades mecânicas e resistência à corrosão superiores (aço inoxidável superduplex).

No trocador de calor, do tipo casco e tubo, a água de refrigeração passa pelo casco resfriando, em fluxo contracorrente, a salmoura que passa pelos tubos. A salmoura é um efluente do processo de dessalgação devido à injeção de água no petróleo para a retirada de cloretos e compostos orgânicos [1,2,3].

A escolha deste equipamento levou em consideração a alta taxa de falha verificada nos últimos anos, com conseqüente parada do equipamento para substituição dos tubos do feixe. As perdas financeiras e a baixa confiabilidade operacional motivaram um estudo na busca de um material capaz de aumentar o tempo de campanha e com possível viabilidade econômica de implementação. A escolha do aço superduplex como material dos tubos baseou-se nas propriedades de resistência mecânica e de resistência à corrosão que estes aços possuem em relação ao tipo de mecanismo de dano, corrosão por pites, identificado nas últimas manutenções do equipamento [4,5,6].

Este trabalho aborda um estudo comparativo entre o material usualmente utilizado, aço carbono ASTM A214, e um material alternativo - aço inoxidável superduplex ASTM A789 UNS S32750 – para ser empregado nos tubos de um resfriador de salmoura. Os tubos de aço carbono têm apresentado alta taxa de falhas nos últimos anos. Como forma de aumentar a confiabilidade operacional do trocador de calor, foram analisados, ensaiados e comparados tubos de aço carbono ASTM A214 e tubos de aço inoxidável superduplex ASTM A789 UNS S32750 como recebidos.

## 2. METODOLOGIA

Para este estudo, foram analisados os dados operacionais e histórico do equipamento analisado, a fim de identificar tempo de campanha e a quantidade de vezes que foram substituídos os tubos do trocador de calor. Também foram analisados os tubos de aço carbono removidos na última manutenção para identificar o mecanismo de dano, morfologia da corrosão e profundidade dos alvéolos e pites. O aço inoxidável superduplex proposto para substituir os tubos de aço carbono foi caracterizado quanto a sua composição química e microestrutura. Foram realizados ensaios acelerados de corrosão (exposição à névoa salina e imersão em cloreto férrico) no aço carbono e no aço inoxidável superduplex com o intuito de avaliar a resistência à corrosão desses materiais.

Para a realização dos ensaios foram utilizados os Laboratórios do IFSul-Rio-Grandense e o Laboratório de Estudos Avançados em Materiais da Universidade FEEVALE.

[Digite texto]

## 2.1 DADOS OPERACIONAIS DO EQUIPAMENTO

O objeto deste estudo, um trocador de calor casco e tubo P-30 utilizado para o resfriamento da salmoura, é classificado como AES pela norma TEMA [7]. A Tabela 1 mostra os dados gerais do equipamento objeto deste estudo.

**Tabela 1:** Dados gerais do equipamento.

Dados Gerais			
Item	Tipo	P-30	AES
<b>Serviço</b>		Resfriador de salmoura	
<b>Lado</b>		<b>Casco</b>	<b>Tubos</b>
<b>Fluido</b>		Água de resfriamento	Salmoura
<b>Estado físico</b>		Líquido	Líquido
<b>Nº de passagens</b>		1	8
<b>Pressão de operação (kgf/cm<sup>2</sup>)</b>		1,7	9,8
<b>Temperatura de operação (°C)</b>		30/42	106/40
<b>Pressão de projeto (kgf/cm<sup>2</sup>)</b>		6,0	15,8
<b>Temperatura de projeto (°C)</b>		50	180
<b>Materiais (ASTM)</b>		A-516 Gr.60	A-214
<b>Casco</b>		Diâmetro interno do corpo: 1030 mm	Comprimento: 5770 mm
<b>Tubos</b>		Quantidade: 1024	Comprimento: 6096 mm
		Ø externo: ¾"	Espessura: 2,11 mm

## 2.2 HISTÓRICO DO EQUIPAMENTO

O equipamento entrou em operação em 15/9/1995. Neste período ocorreu manutenção em 10 ocasiões (março/1997, maio/1997, agosto/1998, janeiro/2000, janeiro/2007, julho/2009, setembro/2009, novembro/2010, dezembro/2012 e julho/2015). Análises realizadas da salmoura processada pelo trocador de calor entre o período de agosto/2012 a agosto/2016, constataram um teor de cloretos variando de 57,74 ppm a 7466 ppm (0,005774 % a 0,7466%). Os tubos foram substituídos 5 (cinco) vezes nesse período. Nestas ocasiões foi constatado grande quantidade de resíduo orgânico depositado pelo lado externo dos tubos e resíduo de processo no lado interno dos tubos.

Para calcular a vida estimada do feixe, foram utilizadas as medições das espessuras remanescentes mínimas de cada tubo encontradas pelo ensaio de IRIS<sup>1</sup>. A espessura mínima arbitrada para tubos de aço carbono é 0,7mm. A necessidade de retubagem e data para realização da mesma foi definida em função da vida residual (se fosse menor do que uma campanha). A campanha esperada para o resfriador de salmoura é de 6 anos. Sendo assim, para que o equipamento pudesse operar de forma segura, sem vir a falhar, a vida estimada deveria ser de uma campanha.

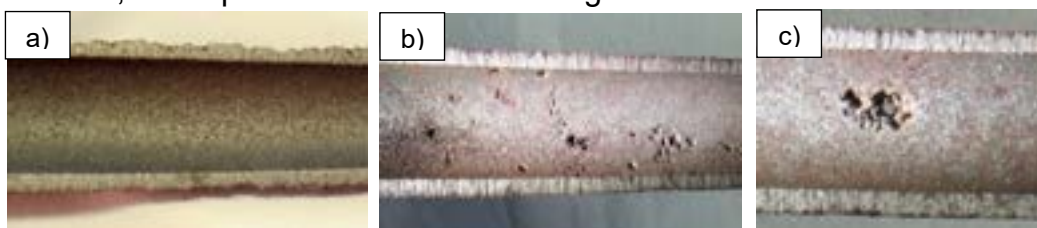
<sup>1</sup> IRIS (*Internal Rotary Inspections System*): ensaio não destrutivo para avaliar perda de espessura de tubos de trocadores de calor e caldeiras, através de medições realizadas pelo lado interno dos tubos.

[Digite texto]



### 2.3 ANÁLISE DOS TUBOS DE AÇO CARBONO SUBSTITUÍDOS

Na intervenção de julho/2015 foram analisados seis tubos. Foi observada corrosão alveolar leve generalizada na superfície externa dos tubos e pite pelo lado interno, como pode ser observado na Figura 1.



**Figura 1:** a) corrosão alveolar pelo lado externo, b) pites pelo lado interno do tubo, c) tubo furado por pite pelo lado interno.

### 2.4 ANÁLISE DOS TUBOS DE AC E AISD COMO RECEBIDOS

Foi preparada para a análise uma amostra de cada material como recebido. Para a amostra de AC foram embutidas duas secções do tubo e para o AISD foram utilizados três segmentos do tubo.

#### 2.4.1. VERIFICAÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Foi utilizado neste ensaio o analisador de ligas portátil, Olympus Delta Element. Este equipamento não detecta o elemento carbono. Dessa forma, a verificação da composição química foi realizada somente na amostra de AISD.

#### 2.4.2. ANÁLISE DA MICROESTRUTURA

As amostras foram cortadas, embutidas, lixadas e polidas. Após, as amostras foram atacadas e analisadas metalograficamente.

##### 2.4.2.1 AMOSTRA DE AC

A amostra foi cortada com serra manual e embutida a frio. Para o lixamento foram utilizadas lixas d'água com granulometrias #100, #220, #320, #400, #600 e #1200. Após a etapa de lixamento, a amostra foi polida utilizando pastas de alumina com granulometrias de 30  $\mu\text{m}$ , 9  $\mu\text{m}$  e para acabamento final 4  $\mu\text{m}$ .

O ataque químico foi realizado com Nital a 2%, seguido de limpeza com água corrente, aplicação de álcool etílico e secagem com ar quente. O objetivo do ataque é revelar as fases presentes na microestrutura da amostra. Após o ataque químico, foram feitas imagens no microscópio ótico.

##### 2.4.2.2 AMOSTRA DE AISD

A amostra foi cortada, embutida, lixada e polida. Após, a amostra foi atacada com solução de hidróxido de sódio (NaOH) 40% diluído em água destilada (ASTM A923). Essas etapas permitiram a realização das análises metalográficas.

A amostra de AISD foi cortada com serra manual. O embutimento foi realizado a frio com fios condutores de cobre soldados a cada um dos segmentos para poder efetuar o ataque eletrolítico. Para o lixamento foram utilizadas lixas d'água com granulometrias #100, #220, #320, #400, #600 e #1200. Após a etapa de lixamento, a amostra foi polida utilizando pastas de alumina com granulometrias de 30  $\mu\text{m}$ , 9  $\mu\text{m}$  e para acabamento final 4  $\mu\text{m}$ . O ataque eletrolítico consistiu na imersão da amostra nesta solução sob aplicação [Digite texto]

de uma tensão de 3 Volts e corrente variando entre 0,1 e 0,15 ampères durante, aproximadamente, quinze segundos. Após, a amostra foi imersa em um vidro de Becker contendo água, seguido da aplicação de álcool etílico e secagem com ar frio. Após ser atacada, a amostra foi observada e fotografada nos microscópios ótico e eletrônico de varredura (MEV). O objetivo do ataque é revelar as fases presentes de ferrita, de austenita e compostos intermetálicos.

#### 2.4.3 ENSAIO DE CORROSÃO – EXPOSIÇÃO À NÉVOA SALINA

Tanto para o AC quanto para o AISD foram utilizados tubos no estado como recebidos. Os tubos foram cortados com serra manual e preparados cinco corpos de prova de AC e quatro de AISD, com dimensões aproximadas de 25mm x 30mm. As bordas foram protegidas com adesivo epóxi para evitar influência do ensaio na região. O ensaio de névoa salina foi executado conforme os parâmetros estabelecidos na norma ASTM B117 – 16 [8] e teve ciclo de duração de 24 horas. Foram realizados ciclos de 4h, 8h e 24 horas de exposição à névoa salina. Em cada ciclo, as amostras foram retiradas, lavadas com água corrente, secadas com ar frio e avaliadas quanto a extensão da corrosão.

#### 2.4.4 ENSAIO DE CORROSÃO – IMERSÃO EM CLORETO FÉRRICO

Tanto para o AC quanto para o AISD foram utilizados tubos no estado como recebidos. Os tubos foram cortados com serra manual e preparados três corpos de prova de cada material, com dimensões aproximadas de 30mm x 40mm. As bordas foram protegidas com adesivo epóxi para evitar influência do ensaio na região, deixando uma área exposta de 10cm<sup>2</sup>. Os corpos de prova foram limpos com água corrente, seguido de álcool etílico e secagem com soprador de ar frio. Após foram pesados em uma balança analítica com precisão de 0,0001g. As amostras foram imersas na solução de FeCl<sub>3</sub>.6H<sub>2</sub>O, preparada conforme estabelecido pela norma ASTM G48 – 11 [9], método A, por 72 horas. Ao término desse período, os corpos de prova foram avaliados através de comparação visual, fotográfico e por perda de massa.

#### 2.4.5 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

A análise por microscopia eletrônica de varredura do aço inoxidável superduplex foi realizada no Laboratório de Estudos Avançados em Materiais da Universidade FEEVALE com o objetivo de determinar a composição e os elementos na matriz microestrutural. Foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura modelo JSM-6510LV da JEOL.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1.COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química determinada pela norma ASTM para o aço A214 [10] é apresentada na Tabela 2.

**Tabela 2:** Composição química do material ASTM A214 [10].

C (% em peso)	Mn (% em peso)	P (% peso)	S (% peso)
<b>0,18</b>	0,27 – 0,63	0,035 máx	0,035 máx

[Digite texto]

Os percentuais da composição química encontrados pelo analisador de ligas portátil correspondem aos percentuais indicados pela norma ASTM para o aço inoxidável superduplex A789 UNS S32750 [11], conforme Tabela 3.

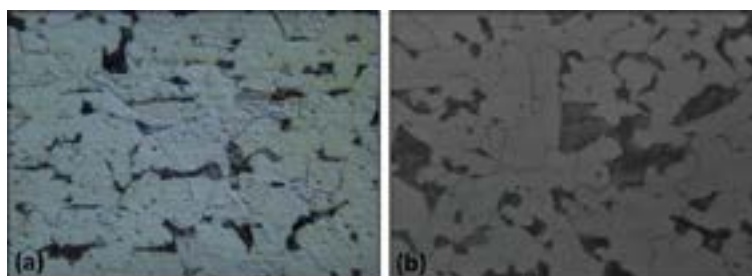
**Tabela 3:** Comparação da norma ASTM A789 UNS S32750 com o aço inoxidável duplex.

Elemento Químico	ASTM UNS S32750	A789	Amostra A (% peso)	Amostra B (% peso)	Amostra C (% peso)
Cr	24 – 26		25,90	25,61	25,22
Ni	6 – 8		6,18	6,61	6,44
Mn	1,2 máx		0,52	0,76	0,65
Mo	3 – 5		3,08	3,40	3,55

Os elementos Cr, Mo e N aumentam a resistência ao ataque de pites. Como o AC não possui esses elementos em sua composição e o analisador de ligas portátil não detectou o elemento N na amostra de AISD, considera-se este sistema mais susceptível a corrosão.

### 3.2 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DA AMOSTRA DE AC

As amostras de AC foram observadas e fotografadas no microscópio ótico (Figura 2).



**Figura 2:** Microestrutura do aço carbono (a) Elaborado pelo autor; (b) SILVA (2011) [12].

A Figura 2 compara a microestrutura encontrada no tubo de aço carbono com a observada na literatura. A microestrutura da Figura 2(a) foi atacada com Nital a 2% e aumentada 400X. A Figura 2(b), extraída de Silva (2011) [12], foi atacada com Nital e aumentada em 430X. A microestrutura observada apresenta ferrita (fase mais clara) e perlita (fase mais escura), microestruturas típicas de aços que contenham menos que 0,77% de C. No caso deste aço, com teor de 0,18% C, aproximadamente 25% será composto de perlita e 75% de ferrita.

### 3.3 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DA AMOSTRA DE AISD

As amostras observadas e fotografadas no microscópio ótico (10  $\mu$ m e com aumento de 400x) e no MEV revelaram microestruturas ferrítica-austenítica, ilustrada na Figura 3.



**Figura 3:** (a) Amostra A, (b) Amostra B, (c) Amostra C e (d) Análise da microestrutura do aço inoxidável superduplex realizado no MEV.

Na Figura 3 observa-se uma estrutura lamelar com grãos alongados, composta por uma matriz ferrítica (fase mais escura) com ilhas de austenita [Digite texto]

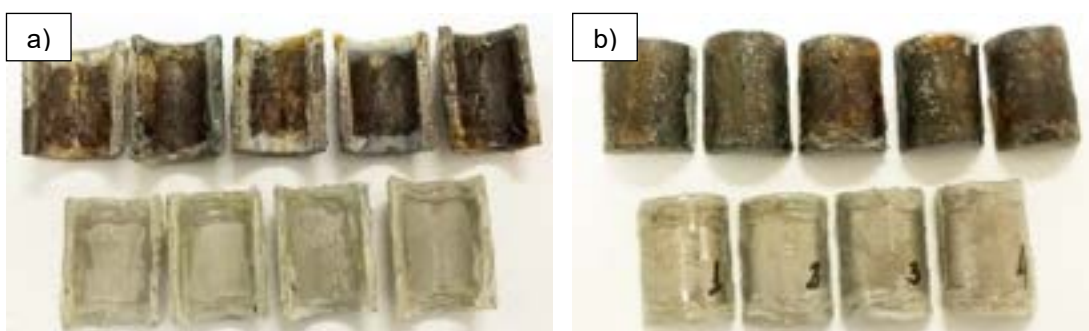


(fase mais clara), típica de aço inoxidável duplex. O percentual de fases apresenta balanço equilibrado entre a ferrita e a austenita, o que pelo API 938-C (2011) [11] caracteriza os aços inoxidáveis duplex.

### 3.2 ENSAIOS ACELERADOS DE CORROSÃO

#### 3.2.1 NÉVOA SALINA

Na figura 4 é apresentado as imagens após 24 horas de exposição à nevoa salina para as amostras AC (parte superior) e AISD (parte superior). Na Figura 4 observa-se que as amostras de aço inoxidável superduplex não sofreram nenhum tipo de dano no período de 24 horas de exposição. A mesma avaliação foi feita para o lado externo dos corpos de prova. Além disso, observa-se na Figura 4 que a evolução da corrosão no lado externo dos corpos de prova de AC (Figura 4-b) é mais significativa. As amostras de aço inoxidável superduplex não sofreram nenhum tipo de dano no período de 24 horas. As análises visuais demonstraram que as amostras de AISD resistiram melhor, que as de AC, quando exposta a atmosfera agressiva do ensaio.



**Figura 4:** Imagens após 24 horas de exposição à nevoa salina, sendo a) lado interno e b) lado externo.

#### 3.2.2. IMERSÃO NO CLORETO FÉRRICO

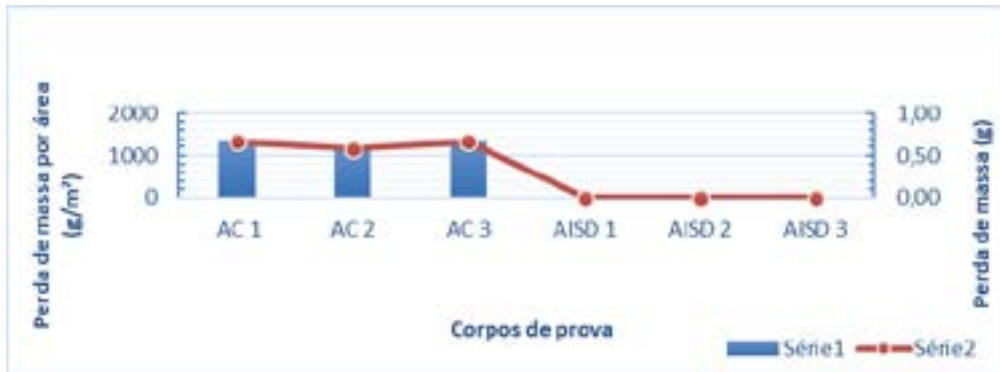
Além da análise visual, foram realizadas análises de perda de massa dos corpos de prova de AC e AISD. Na imersão no cloreto férrico, as amostras ficaram imersas por 72 horas, em temperatura ambiente em uma solução de  $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ . Após o ensaio, foi calculada a perda de massa dos corpos de prova em função da área exposta para verificar a agressividade do ensaio nos materiais. A relação dos resultados pode ser observada na Tabela 4.

**Tabela 4:** Parâmetros do ensaio de perda de massa da imersão em cloreto férrico.

Amostra	Massa inicial (g)	Massa final (g)	Perda de massa (g)	Área exposta (cm <sup>2</sup> )	Perda de massa por área (g/cm <sup>2</sup> )
AC 1	18,2632	17,5995	0,6637	5	0,13
AC 2	19,0795	18,4957	0,5838	5	0,11
AC 3	19,0962	18,4325	0,6637	5	0,13
AISD 1	11,4664	11,4664	0	5	0,00
AISD 2	14,811	14,811	0	5	0,00
AISD 3	13,0991	13,0991	0	5	0,00

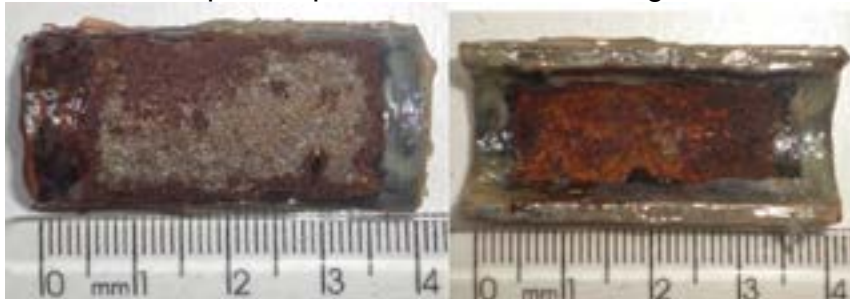
Os valores de perda de massa no ensaio de imersão em cloreto férrico foram plotados em um gráfico conforme Figura 5.

[Digite texto]

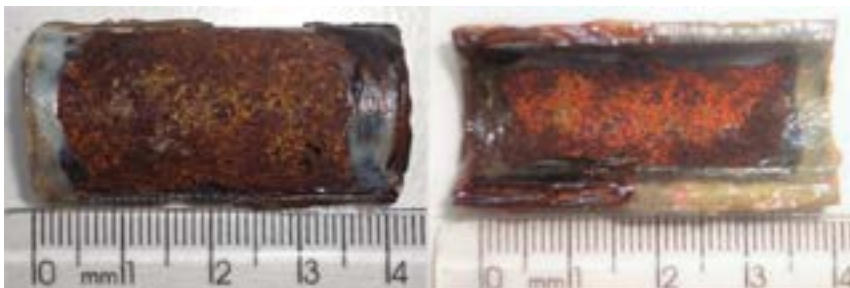


**Figura 5:** Gráfico de perda de massa no ensaio de imersão em cloreto férrico.

Conforme dados apresentados na Tabela 4, somente os corpos de prova de aço carbono perderam massa, o que vem ao encontro a recomendação realizada por Telles (2003) [13] de não utilizar aço carbono em meios contendo cloretos. O gráfico (Figura 5) mostra coerência entre a avaliação visual e a perda de massa dos corpos de prova observada nas Figuras 6, 7, 8 e 9.



**Figura 6:** Aspecto visual do CP AC1 após o ensaio de imersão em cloreto férrico.



**Figura 7:** Aspecto visual do CP AC2 após o ensaio de imersão em cloreto férrico.



**Figura 8:** Aspecto visual do CP AC3 após o ensaio de imersão em cloreto férrico.



[Digite texto]

**Figura 9:** Aspecto visual dos CP's de AISD após o ensaio de imersão em cloreto férrico.

Nas Figuras 6, 7 e 8 é observado a presença de pites, enquanto que, as amostras de AISD (Figura 9) não foram observados danos em nenhum dos lados. A análise visual e os valores obtidos na pesagem dos corpos de prova apontam claramente para uma maior resistência dos AISD em comparação ao AC. Com os valores da perda de massa dos corpos de prova de AC, foi possível calcular as taxas de corrosão utilizando a seguinte equação da norma NACE RP0775 (2005) [14]:

$$\text{Equação: } TC \text{ (mm/ano)} = (W \times 365 \times 1000) / A \times t \times \rho$$

Onde: TC = Taxa de corrosão.  
W = Perda de massa, em mg.  
A = Área exposta da amostra, em cm<sup>2</sup>.  
t = Tempo de exposição, em dias.  
ρ = Massa específica do material, em g/cm<sup>3</sup>.

Os resultados do cálculo da taxa de corrosão são mostrados na Tabela 5.

**Tabela 5:** Cálculo da taxa de corrosão dos corpos de prova de aço carbono.

Amostra	W	A	T	ρ	TC
AC 1	663,7	10	3	7,86	10,2736
AC 2	583,8	10	3	7,86	9,0368
AC 3	663,7	10	3	7,86	10,2736

A determinação da taxa de corrosão e sua aplicação obedeceu a classificação ilustrada na Tabela 6.

**Tabela 6:** Classificação da taxa de corrosão (Adaptado da NACE RP0775 (2005)).

Corrosividade	Taxa de corrosão (mm/ano)
Baixa	< 0,025
Moderada	0,025 a 0,120
Alta	0,130 a 0,250
Severa	> 0,250

Avaliando os valores encontrados e comparando com a norma NACE RP0775 é possível classificar como severa a taxa de corrosão das amostras de AC. Já para os AISD, que não apresentaram perda de massa, a classificação é de taxa de corrosão baixa.

#### 4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Este trabalho teve por objetivo comparar a resistência a corrosão entre o material de projeto, aço carbono, e um material com melhor resistência a corrosão por pite que foi o mecanismo de dano identificado no equipamento. Para isso, foram realizadas análises nos dois materiais e ensaios acelerados de corrosão utilizando uma atmosfera muito mais agressiva da qual o equipamento opera.

Os resultados dos ensaios de corrosão mostraram que o tempo de exposição a que os corpos de prova ficaram expostos foram suficientes para que ocorresse corrosão por pites no aço carbono. As amostras de ASTM A214

[Digite texto]



apresentaram uma severa corrosão generalizada e alveolar, o que vem ao encontro a recomendação realizada por Telles (2003) de não utilizar aço carbono em meios contendo cloretos.

O elevado desempenho do aço inoxidável superduplex, ASTM A789 UNS S32750, nas análises e ensaios acelerados de corrosão permite concluir que a implementação deste material nos tubos do trocador de calor traria um aumento da confiabilidade operacional do equipamento além de um acréscimo significativo no tempo de campanha, uma vez que não foram observados nenhum tipo de dano nos corpos de prova.

## 5. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Ming-Jia Li, Song-Zhen Tang, Fei-long Wang, Qin-Xin Zhao, Wen-Quan Tao. Gas-side fouling, erosion and corrosion of heat exchangers for middle/low temperature waste heat utilization: A review on simulation and experiment. **Applied Thermal Engineering**, Vol. 126, pp. 737-761, 2017.
- [2] Z. D. Fan, J. S. Du, Z. B. Zhang, Y. C. Ma, C. X. Liu. Internal leakage of plate heat exchangers caused by cooperation of pitting, crevice corrosion, and fretting. **Engineering Failure Analysis**, Vol. 96, pp. 340-347, 2019.
- [3] Alicia Prithiraj, Iyiola Olatunji Otunniyi, Peter Osifo, Josias van der Merwe. Corrosion behaviour of stainless and carbon steels exposed to sulphate – reducing bacteria from industrial heat exchangers. **Engineering Failure Analysis**, Vol. 104, pp. 977-986, 2019.
- [4] FINZETTO, L. P. Produção e conformação a quente dos aços inoxidáveis duplex. Trabalho de metalurgia física da conformação mecânica. PMT 5755. USP – Departamento de Metalurgia, 2003.
- [5] GUNN R. N. Duplex stainless steels – Microstructure, properties and applications. England: Abington publishing, 2003.
- [6] MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C. Aços inoxidáveis duplex e super duplex – obtenção e caracterização. **Revista Fundição e Serviços**, ano 17, nº169, 2007.
- [7] TEMA - Standards Of The Tubular Exchanger Manufacturers Association. 9th. Tarrytown, 2007.
- [8] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. B117: Standard practice for operating salt spray (fog) apparatus. West Conshohocken, 2016.
- [9] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. G48: Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferric chloride solution. West Conshohocken, 2016.
- [10] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. A214: Standard specification for electric-resistance-welded carbon steel heat-exchanger and condenser tubes. West Conshohocken, 2016.
- [11] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. A789/A789M: Standard specification for seamless and welded ferritic/austenitic stainless steel tubing for general service. West Conshohocken, 2016.
- [12] SILVA, A.L.C.; MEI, P.R. Aços e ligas especiais - 3ª ed – São Paulo: Blucher, 2010.
- [13] TELLES, P. C. S. Materiais para equipamentos de processo – 6ªed. – Rio de Janeiro: Interciência, 2003.

[Digite texto]

[14] NACE RP 07-75. Preparation, installation, analyses, and interpretation of corrosion in oilfield operation. 2005.

# 39º SENAFOR



23ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil  
22ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 9ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 6º Congresso do BrDDRG  
9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis  
2ª Conferência Internacional em Engenharia de Superfícies na Conformação de Materiais

## ANÁLISE DE DISPOSITIVOS PARA ARMAZENAMENTO DE ENERGIA Analysis of Devices for Electrical Energy Storage

Clauber Andre Ferasso <sup>1</sup>

Willian Delfim da Silva <sup>2</sup>

Lirio Schaeffer <sup>3</sup>

### RESUMO

Um dos principais desafios tecnológicos dos últimos anos diz respeito ao armazenamento de energia elétrica, já que o cenário atual encaminha para o esgotamento das fontes de combustíveis fósseis num futuro próximo. A demanda energética vem aumentando em todos os cantos de nosso planeta, e a iminente redução na oferta destes combustíveis tem intensificado a adoção de sistemas de geração de energia elétrica utilizando fontes renováveis, limpas, e com mínimo impacto ambiental na geração de energia. As baterias empregadas no armazenamento da energia são cruciais para a solução do problema da crise energética, como parte fundamental de sistemas de geração eólicos e fotovoltaicos.

---

<sup>1</sup> Doutorando no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, na Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Av. Bento Gonçalves, 9500, CEP: 91501-970, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. E-mail: [clauber.andre@gmail.com](mailto:clauber.andre@gmail.com)

<sup>2</sup> Mestrando no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, na Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Av. Bento Gonçalves, 9500, CEP: 91501-970, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. E-mail: [williandelfim95@gmail.com](mailto:williandelfim95@gmail.com)

<sup>3</sup> Doutor em Engenharia, diretor do Laboratório de Transformação Mecânica — LdTM, professor na Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Av. Bento Gonçalves, 9500, CEP: 91501-970, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. E-mail: [schaefer@ufrgs.br](mailto:schaefer@ufrgs.br)



Este contexto tem movido diversos estudos relacionados ao aprimoramento das tecnologias existentes e ao desenvolvimento de novos materiais, como forma de otimizar os sistemas de geração e armazenamento de eletricidade. De forma geral, há grandes demandas do mercado por dispositivos mais eficientes, com maior capacidade de descarga, maior vida útil e com menor custo de produção e manutenção, tornando relevante uma análise geral sobre as características, processos de produção e tipos de baterias e acumuladores de energia.

**Palavras-chave:** baterias; acumuladores de energia; energias renováveis.

## 1. INTRODUÇÃO

Um dos principais desafios tecnológicos dos últimos anos diz respeito ao armazenamento de energia elétrica. O cenário atual, conforme dados mostrados na Figura 1, encaminha para o esgotamento das fontes de combustíveis fósseis num futuro próximo haja visto tratar-se de recursos finitos. Dentre eles, o carvão mineral teve grande importância durante a Revolução Industrial, iniciada na Inglaterra na segunda metade do século XVIII, mas hoje perde espaço para em uso para o petróleo e o gás natural (RITCHIE, 2017).

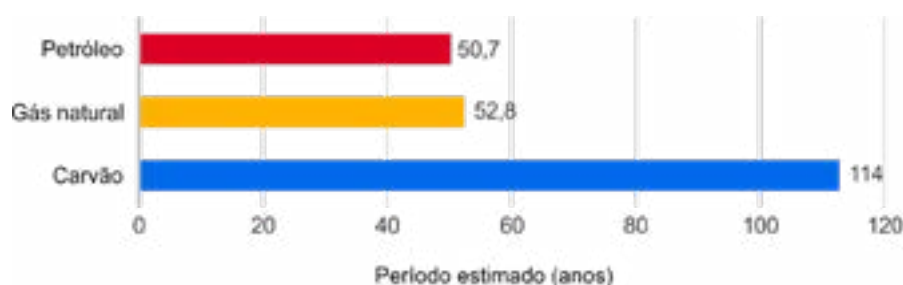


Figura 1 – Estimativa de oferta de combustíveis fósseis nas reservas mundiais (RITCHIE, 2017)

A geração de energia elétrica a partir de fontes renováveis é uma das alternativas mais viáveis ao uso de combustíveis fósseis e, conseqüentemente, também ao problema da emissão de gases de efeito estufa. Em uma década, de 2006 até 2016, a capacidade mundial de geração de energia por sistemas fotovoltaicos passou de 7 GW para cerca de 300 GW (SCHRAM; LAMPROPOULOS; VAN SARK, 2018). A Figura 2 apresenta dados globais estimados da geração de energia elétrica nos últimos 20 anos, em respeito a fontes renováveis.

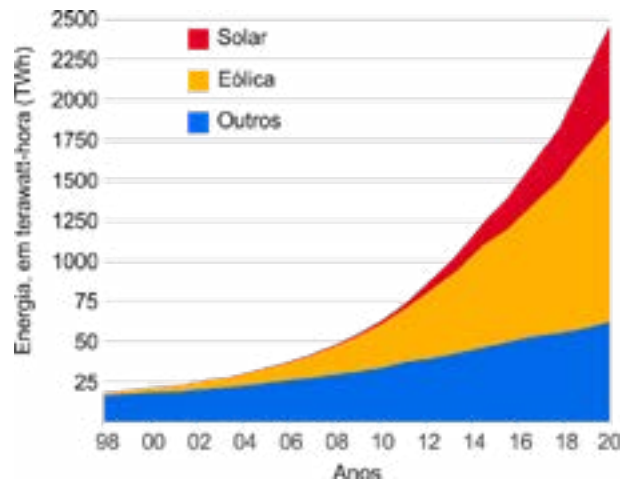


Figura 2 – Geração anual de energia renovável por fonte (BRITISH PETROLEUM COMPANY, 2019)

O armazenamento de energia elétrica é uma das principais questões atreladas a diversificação das fontes de energia primárias, seja pelas características de disponibilidade sazonal dos recursos naturais ou pelo fornecimento instantâneo em picos de demanda elétrica. A integração entre os sistemas de geração e de armazenamento ainda encontra algumas barreiras quanto a competitividade de custo, confiabilidade das tecnologias, segurança e preocupações ambientais (MASEBINU et al., 2017).

Eller e Gautlett (2017) apontam a importância da geração renovável de eletricidade em economias emergentes, que possuem uma representativa parte no armazenamento de energia com cerca de 3 GW instalados. A Figura 3 mostra uma projeção do mercado de armazenamento estacionário de energia para os próximos anos nestes países, com referência a dados da Navigant Consulting.

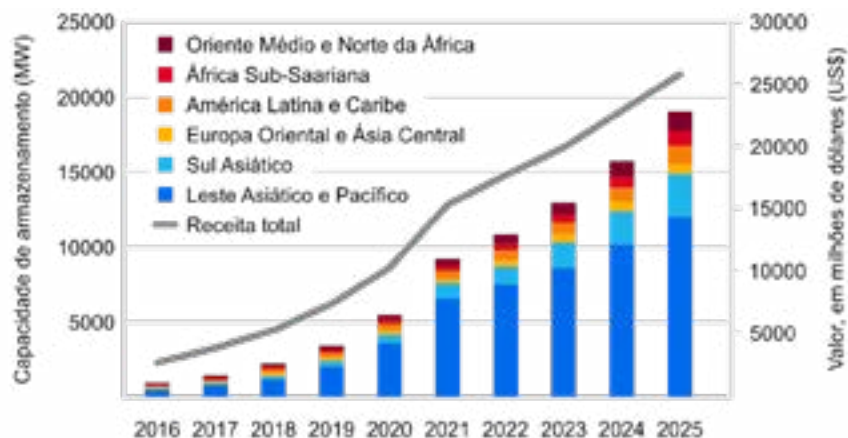


Figura 3 – Projeção anual de implantações em armazenamento de energia em mercados emergentes (ELLER; GAUNTLETT, 2017)

A popularização de sistemas *off-grid* para geração de energia renovável nos mercados de países em desenvolvimento tem contribuído para o fomento de pesquisas acerca das tecnologias de armazenamento eletroquímico, sobretudo quanto aos materiais ativos, reações e operação das baterias (MASEBINU et al., 2017).

## **2. ARMAZENAMENTO DE ENERGIA ELÉTRICA POR BATERIAS**

As baterias são dispositivos de armazenamento de energia elétrica, sendo carregadas pela alimentação elétrica de seus terminais por uma tensão que provoca a reação eletroquímica da célula. O processo de descarga se caracteriza pela conversão da energia da reação química em energia elétrica que alimenta o circuito externo. Durante este processo as baterias perdem energia térmica, liberando-a ao ambiente sob forma de calor, devido às reações químicas internas, em razão do que apresentam um rendimento inferior a 100% e retenção da capacidade energética de recarregamento (CHO; JEONG; KIM, 2015; MASEBINU et al., 2017).

Existem diversas variações de materiais utilizados ativamente, que resultam em distintas características operacionais adequadas a cada finalidade. Condições de desempenho requeridas a aplicações específicas podem ser obtidas através da combinação de múltiplas baterias, em um agrupamento chamado de banco de baterias, conectadas em série ou paralelo, desenvolvendo potências de 100 W até 20 MW.

Dentre as categorias de baterias recarregáveis mais difundidas destacam-se as baterias chumbo-ácido, baterias alcalinas a base de níquel, baterias de lítio e baterias de prata. Promissoras tecnologias ainda em desenvolvimento começam a ganhar mercado, como o caso das baterias sódio-enxofre e das baterias de fluxo, nos tipos de fluxo redox, vanádio-redox (VRB) e zinco-brometo (OGUNNIYI; PIENAAR, 2017).

### **2.1. BATERIAS CHUMBO-ÁCIDO**

As baterias chumbo-ácido são o tipo de bateria mais antigo, desenvolvidas pelo francês Gaston Planté no ano de 1859, atualmente possuindo variadas aplicações, desde os motores de partida em automóveis até os sistemas de geração de energia renovável. Representam mais da metade das baterias recarregáveis



instaladas, consistindo em um sistema com eletrodo positivo de dióxido de chumbo ( $\text{PbO}_2$ ) e eletrodo negativo de chumbo metálico ( $\text{Pb}$ ) com alta área superficial, separados por um meio eletrólito de ácido sulfúrico. Por característica, esta configuração desenvolve um rápido tempo de resposta, pequena taxa de autodescarga — inferior a 0,3% — e a eficiência de ciclos varia de 70 a 90% (CHO; JEONG; KIM, 2015) (MASEBINU et al., 2017).

Aplicações em sistemas fotovoltaicos ou em unidades para fornecimento de energia em emergências adotam baterias estacionárias, com maior profundidade nos ciclos de carga-descarga. Dentre as principais vantagens que as baterias chumbo-ácido apresentam estão o baixo custo de fabricação, a manutenção facilitada e a alta voltagem das células eletroquímicas. A vida útil destes dispositivos varia consideravelmente em função das características de aplicação, da profundidade de descarga e do número de ciclos. Sob temperaturas mais baixas há uma crítica redução de desempenho que limita sua aplicação, com baixa ciclagem — próxima a 2000 ciclos — e energia específica na faixa entre 25 e 50 Wh/kg (OGUNNIYI; PIENAAR, 2017) (MASEBINU et al., 2017).

## 2.2. BATERIAS ALCALINAS

As pilhas alcalinas seguem o mesmo princípio das pilhas comuns, mas usam como pasta úmida o hidróxido de potássio. Essa substância realiza a transferência de elétrons com mais facilidade, armazenando uma maior quantidade de energia e conseqüentemente por um tempo maior do que em pilhas e baterias comuns. Assim, as pilhas alcalinas têm em média entre 50 e 100% à mais de energia do que as pilhas comuns (LINDEN; REDDY, 2001).

As pilhas alcalinas são mais resistentes a altas temperaturas, oferecem maior segurança contra vazamentos e duram de quatro a dez vezes mais que as Zn-C dependendo do uso. As primeiras formulações das pilhas alcalinas exigiam mais mercúrio que as pilhas Zn-C. Até cerca de 1989, a pilha alcalina podia conter mesmo mais de 1% m/m de mercúrio. A partir de 1990, pelo menos três grandes fabricantes começaram a fabricar versões contendo menos de 0,025 % m/m de mercúrio. Além dele, Pb, Cd, Ni, Cu e Cr estão presentes geralmente como impurezas no  $\text{MnO}_2$  ou como aditivos para melhorar a eficiência da pilha. Outros elementos, tais como As, Co, Tl e Si, estão também presentes em quantidades-traço. As reações que ocorrem

durante a descarga das pilhas alcalinas, assim como as que ocorrem nas pilhas Zn-C, são complexas, com uma tensão elétrica obtida de +1,54 V (LINDEN; REDDY, 2001).

### 2.3. BATERIAS LÍTIO-ÍON

As baterias lítio-íon possuem eletrólito de sais de lítio dissolvidos em uma solução de carbonatos orgânicos, no qual estão colocados o eletrodo negativo, de óxido metálico de lítio, e o eletrodo positivo, de grafite de carbono. A partir de seu advento nos anos 90, seu uso tornou-se popular em equipamentos eletroeletrônicos, como em celulares, *tablets*, *notebooks* e calculadoras, já que comparado a um outro tipo popular de bateria portátil, as baterias a base de níquel, estas oferecem uma densidade de energia e tensão de célula, respectivamente, quase duas e três vezes maior (MASEBINU et al., 2017).

A taxa de auto descarga apresentada em um mês é baixa, inferior a 5%, com vida útil média de 1500 ciclos e rápida resposta para atingir cerca de 90% de sua capacidade. Em contraponto sua aplicação não é adequada a ambientes com temperaturas elevadas ou condições de alta profundidade de descarga (DÍAZ-GONZÁLEZ et al., 2012).

Novas aplicações comerciais se destinam à veículos elétricos e ao armazenamento da energia obtida por painéis fotovoltaicos, dada a atratividade de propriedades do material, com elevado potencial eletroquímico e boa relação de densidade de energia. Sua aplicação em montagem estacionária é restrita, com baixo desempenho em ciclos profundos, já que os eletrodos convencionais de grafite, de óxido de lítio e cobalto geram uma baixa capacidade carga e apresentam uma taxa de autodescarga elevada (THANKACHAN et al., 2015).

A necessidade de um elevado investimento de capital vem limitando o uso em grande escala de baterias lítio-íon associadas em sistemas de geração de eletricidade, também dada a necessidade da adoção de circuitos de segurança para evitar sobrecarga e descarga excessiva. Nos próximos anos, partindo de processos de fabricação aprimorados com novos materiais espera-se atingir a viabilidade econômica na comercialização de baterias lítio-íon para armazenamento de energia elétrica (MASEBINU et al., 2017).

## 2.4. BATERIAS SÓDIO-ENXOFRE

As baterias sódio-enxofre tem desenvolvimento recente e são promissoras opções às necessidades de alta capacidade de armazenando de energia. Suas células são constituídas por ânodo de sódio metálico (Na) e cátodo de enxofre (S), revestidos por um eletrólito cerâmico de beta-alumina ( $\beta\text{-Al}_2\text{O}_3$ ) que também funciona como elemento separador (OGUNNIYI; PIENAAR, 2017).

A temperatura de operação é elevada, entre 300 e 400 °C, e necessária para manter tanto o material dos eletrodos quanto o produto da reação eletroquímica no estado líquido, a fim de melhorar suas reatividades. A energia térmica eliminada pelo calor gerado nas reações no eletrólito cerâmico é aproveitada no controle da faixa de temperatura de melhor performance e eficiência da bateria. A densidade de energia é elevada, podendo chegar a 170 kWh/m<sup>3</sup>, e a eficiência destas baterias é superior a 85% (MASEBINU et al., 2017) (DÍAZ-GONZÁLEZ et al., 2012).

## 2.5. BATERIAS DE FLUXO REDOX

Baterias de fluxo redox funcionam com base em reações de redução-oxidação que ocorrem em duas soluções de eletrólitos distintas, alocadas em compartimentos separados (DÍAZ-GONZÁLEZ et al., 2012).

Durante o carregamento das baterias de fluxo, ocorre a oxidação do eletrólito de um compartimento no ânodo, ao mesmo tempo em que o eletrólito do outro compartimento é reduzido no seu cátodo, e para o processo de descarga as reações dadas são invertidas. Dentre as baterias de fluxo mais difundidas comercialmente estão as configurações vanádio-redox (VRB), zinco-brometo e poli sulfeto-brometo (OGUNNIYI; PIENAAR, 2017).

## 3. NOVOS MATERIAIS E PERSPECTIVAS PARA O FUTURO

Somente cerca de 20% da capacidade volumétrica teórica das baterias atuais, consegue de fato, ser aproveitado. Mesmo com grande parte das baterias sendo destinadas a aplicações estacionárias, a densidade de energia destes sistemas ainda é insuficiente para armazenamento de energia em sistemas de geração renovável de eletricidade, em razão às limitações intrínsecas, como baixa capacidade e baixa tensão de operação, nos materiais de eletrodo utilizados (CHO; JEONG; KIM, 2015; RAMAVAT et al., 2018).



Seguindo aos avanços de parte das pesquisas atuais em sistemas de engenharia e novos materiais que melhorem as reações químicas, há uma forte tendência para o aprimoramento dos eletrodos de alta capacidade, de ânodos metálicos e cátodos à ar. Os próximos passos buscam conceber dispositivos com densidade de energia otimizada, redução de peso relativo e de custo das baterias, de maneira a manter ou melhor o desempenho eletroquímico (LARCHER; TARASCON, 2015).

De todo modo, não significa a descontinuidade das baterias atuais, que prometem continuar tendo apelo no futuro. Desde as baterias chumbo-ácido para uso estacionário em elevada profundidade de descarga, baterias de fluxo para sistemas de alta potência e confiabilidade, baterias de lítio-íon em dispositivos portáteis, e baterias sódio-enxofre e níquel-cádmio com uma satisfatória relação geral de performance (RAMAVAT et al., 2018).

#### **4. CONCLUSÃO**

A necessidade de armazenamento de energia cresce de maneira exponencial em âmbito mundial. Desta forma a pesquisa e desenvolvimento de diferentes tipos de baterias se fazem necessários. O uso de diversos tipos de baterias está diretamente associado as peculiaridades de equipamentos, valor econômico e densidade de energia.

Novamente a questão da otimização no armazenamento de energia elétrica tem destaque dentre os fatores responsáveis pela transformação tecnológica de nossa sociedade, para consolidação dos sistemas de geração renovável de eletricidade e veículos elétricos, assim como o fundamental papel que teve na revolução da informática, ocorrido no final do século passado. Caminha-se junto às novas necessidades identificadas pelo mercado, aprimorando em constante os parâmetros técnicos em materiais e processos de produção para obter um componente com maior capacidade energética, maior vida útil em operação, redução de custos associados, segurança operacional e ambientalmente mais amigável.

#### **5. REFERÊNCIAS**

BRITISH PETROLEUM COMPANY. **BP Statistical Review of World Energy**. Disponível em: <<https://www.bp.com/en/global/corporate/energy->

economics/statistical-review-of-world-energy.html>. Acesso em: 13 maio. 2019.

CHO, J.; JEONG, S.; KIM, Y. Commercial and research battery technologies for electrical energy storage applications. **Progress in Energy and Combustion Science**, v. 48, p. 84–101, 2015.

DÍAZ-GONZÁLEZ, F. et al. A review of energy storage technologies for wind power applications. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 16, n. 4, p. 2154–2171, 2012.

ELLER, A.; GAUNTLETT, D. **Energy storage trends and opportunities in energy markets**. Washington: Energy Sector Management Assistance Program, 2017.

LARCHER, D.; TARASCON, J. M. Towards greener and more sustainable batteries for electrical energy storage. **Nature Chemistry**, v. 7, n. 1, p. 19–29, 2015.

LINDEN, D.; REDDY, T. B. **Handbook of Batteries**. 3. ed. New York: McGraw-Hill Professional, 2001.

MASEBINU, S. O. et al. A review on battery technologies for electrical energy storage. **Proceedings of the International Conference on Industrial Engineering and Operations Management**, v. 1, p. 5711–5719, 2017.

OGUNNIYI, E. O.; PIENAAR, H. C. V. Z. Overview of battery energy storage system advancement for renewable (photovoltaic) energy applications. **Proceedings of the 25th Conference on the Domestic Use of Energy, DUE 2017**, n. October, p. 233–239, 2017.

RAMAVAT, S. R. et al. Battery Energy Storage Technology Integrated for Power System Reliability Improvement. In: **Lecture Notes in Electrical Engineering**. [s.l: s.n.]. v. 508p. 131–140.

RITCHIE, H. **How long before we run out of fossil fuels?** Disponível em: <<https://ourworldindata.org/how-long-before-we-run-out-of-fossil-fuels>>. Acesso em: 25 maio. 2019.

SCHRAM, W. L.; LAMPROPOULOS, I.; VAN SARK, W. G. J. H. M.

Photovoltaic systems coupled with batteries that are optimally sized for household self-consumption: Assessment of peak shaving potential. **Applied Energy**, v. 223, n. April, p. 69–81, 2018.

THANKACHAN, R. M. et al. Enhanced lithium storage in ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>-C nanocomposite produced by a low-energy ball milling. **Journal of Power Sources**, v. 282, p. 462–470, 2015.





## PROJETO DE UM SISTEMA HÍBRIDO DE GERAÇÃO DE ENERGIA RENOVÁVEL COM ARMAZENAMENTO EM CÉLULA COMBUSTÍVEL <sup>1</sup>

*Moisés de Mattos Dias<sup>1</sup>, Alessandro Sarmiento do Santos<sup>2</sup>, Fabrício Celso<sup>3</sup>, Marco Antônio Siqueira Rodrigues<sup>4</sup>*

**RESUMO:** Este trabalho tem por objetivo um estudo para implantação de um Sistema de Geração de Energia Renovável, a partir de um Aerogerador Vertical de 1,5 kW e um Tracker Solar (Painel) também de 1,5 kW, gerando uma potência de 3 kW. A energia gerada pelo Aerogerador e Painel irá alimentar um banco de quatro baterias de 12 V totalizando um sistema de 48 Vcc. Esta tensão irá alimentar um Eletrolisador que irá gerar Hidrogênio que por sua vez irá alimentar uma célula combustível de 1 kW em nível de corrente contínua também em 48 V. A partir de um Inversor será gerada uma tensão alternada de 220 V, que irá alimentar um conjunto de luminárias. Uma estação meteorológica irá monitorar os ventos e a irradiação solar, possibilitando assim medir a eficiência da geração de energia (Solar e Eólica). Um Sistema de monitoração e Aquisição de Dados (WebBox) irá captar e armazenar todos os dados do sistema, como tensões e correntes geradas no Aerogerador e Paineis, carga das baterias, tensão e corrente gerada na saída da Célula Combustível, e tensão e corrente nas luminárias. Estas medidas de tensão e corrente permitem obter as potências, tanto de entrada e saída como as intermediárias, possibilitando, portanto, a monitoração de todo o sistema, desde a geração até o consumo. Desta maneira será possível fazer um estudo aprofundado dos processos envolvidos, possibilitando assim, definir a eficiência do sistema. O custo total estimado resultou em 735.000,00 reais.

**Palavras-chave:** Energias Renováveis, Célula Combustível, Eletrolisador,

<sup>1</sup> Contribuição técnica a ser apresentada na 9ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis – RENOMAT 2019, Brasil/RS, 2 a 4 de outubro de 2019, Porto Alegre, RS, Brasil.

<sup>2</sup> Dr. Prof. Programa de Pós Graduação em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais. ICCT, Universidade Feevale, Campus II. RS 239, 2755 – CEP 93.352-000 – Novo Hamburgo / RS – Brasil – Fone: (51) 35868800 Fax: (51) 35868836 – e-mail: [moisesdias@feevale.br](mailto:moisesdias@feevale.br).

<sup>3</sup> Mestrando Caracterização de Materiais e Processos Industriais ICCT, Universidade Feevale, Campus II. RS 239, 2755 – CEP 93.352-000 – Novo Hamburgo / RS – Brasil – Fone: (51) 35868800 Fax: (51) 35868836 – e-mail: [alessandro@jsaengenharia.com.br](mailto:alessandro@jsaengenharia.com.br).

<sup>4</sup> Dr. Prof. Programa de Pós Graduação em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais. ICCT, Universidade Feevale, Campus II. RS 239, 2755 – CEP 93.352-000 – Novo Hamburgo / RS – Brasil – Fone: (51) 35868800 Fax: (51) 35868836 – e-mail: [fabriciocelso@feevale.br](mailto:fabriciocelso@feevale.br).

<sup>5</sup> Dr. Prof. Programa de Pós Graduação em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais. ICCT, Universidade Feevale, Campus II. RS 239, 2755 – CEP 93.352-000 – Novo Hamburgo / RS – Brasil – Fone: (51) 35868800 Fax: (51) 35868836 – e-mail: [marcoantonio.marco@gmail.com](mailto:marcoantonio.marco@gmail.com).

## 1. INTRODUÇÃO

### 1.1. SISTEMA HÍBRIDO PARA GERAÇÃO DE ENERGIA E ARMAZENAMENTO

Sistemas Híbridos São modos de obtenção de energia elétrica a partir de duas ou mais fontes, como solar-eólica, solar-diesel, entre outros. Estes sistemas estão sendo bastante utilizados por causa da eficiência em integrar sistemas novos ou já utilizados. A complementação é um dos pontos principais, pois no sistema eólico/solar, por exemplo, nos dias em que o céu estiver nublado e a obtenção de energia da placa fotovoltaica for reduzida o aerogerador continua sua produção sem interferência e sustenta o sistema [1].

Um sistema híbrido pode operar diretamente conectado à carga, que pode ser utilizada para bombeamento de água e aplicações que não exijam estabilidade e eficiência, por exemplo. Novamente citando o sistema eólico/solar não se pode armazenar ventos e luz, por isso durante os períodos de baixa geração e para a utilização posterior, o método convencional de armazenamento são as baterias. Utilizando baterias estacionárias de ciclo profundo tem-se o melhor desempenho com 4 a 5 anos de vida útil, já, as baterias de chumbo ácido, nestas aplicações, tem sua vida útil limitada a 2 anos. A figura 1 mostra um esquema de um sistema híbrido. Sistemas conectados a rede são conhecidos por On-Grid e não conectados como Off-Grid. [1].



Figura 1 – Esquema de um Sistema Híbrido para Geração de Energia [1]

### 1.2. AEROGERADORES

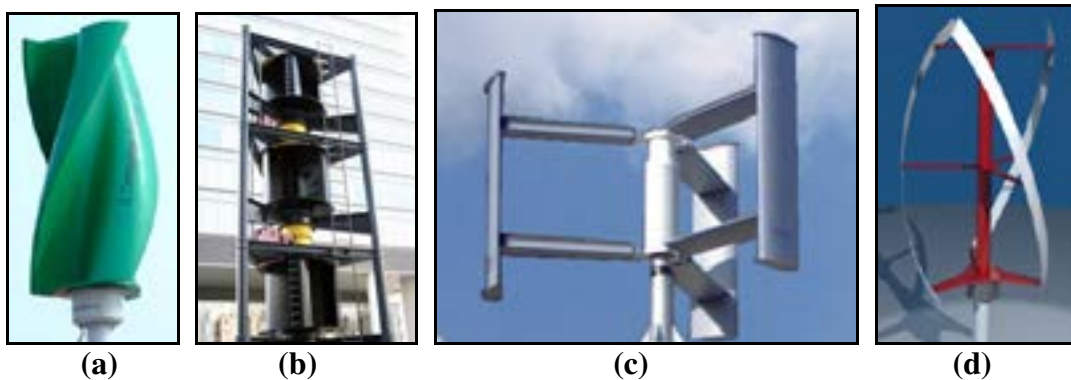
Os aerogeradores são classificados em dois tipos, saber, Aerogerador Horizontal (figura 2), no qual o eixo onde as pás estão acopladas está na horizontal, e o Aerogerador Vertical (figura 3) no qual o eixo está no plano vertical. Os aerogeradores horizontais são utilizados em ambientes onde existe um fluxo constante e contínuo de ventos, como

em regiões de pradaria ou praias. Os verticais, embora possuam um desempenho inferior ao horizontal, podem ser utilizados em ambientes urbanos onde o vento não é uniforme devido as edificações.



**Figura 2 – Aero geradores Horizontais [2]**

A figura 4 mostra os principais marcos do desenvolvimento da Energia Eólica no período do Século XI ao Século XIX, e a figura 5 mostra os principais marcos do desenvolvimento da Energia Eólica no Século XX.



**Figura 3 – Aero geradores Verticais [3]**



**Figura 4 – Principais marcos do desenvolvimento da Energia Eólica no período do Século XI ao Século XIX [4]**

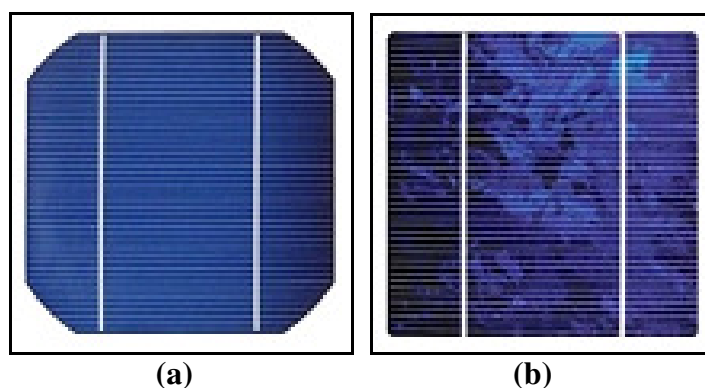




**Figura 5 – Principais marcos do desenvolvimento da Energia Eólica no Século XX**  
[4]

### 1.3. PAINEL E RASTREADOR SOLAR (TRACKER)

A energia solar é produzida em células fotovoltaicas quando sobre esta incide luminosidade. As principais tecnologias aplicadas na produção de células fotovoltaicas são classificadas em três gerações. A primeira geração é dividida em duas cadeias produtivas: silício monocristalino (m-Si) e silício policristalino (p-Si), que representam mais de 85% do mercado (figura 6), por ser uma tecnologia consolidada e confiável, e por possuir a melhor eficiência comercialmente disponível [5].



**Figura 6 Células Fotovoltaicas - (a) Silício Monocristalino m-Si - (b) Silício Policristalino p-Si**

Segundo a norma NBR10899, o módulo é o menor conjunto ambientalmente protegido de células solares interligadas, com o objetivo de gerar energia elétrica em corrente contínua. Um painel, é um ou mais módulos montados de modo a formar uma única estrutura, é uma característica física de montagem. Arranjo é qualquer número de módulos, interligados eletricamente, de tal modo a prover uma única saída de corrente elétrica contínua, é uma característica elétrica. Sistema fotovoltaico é o conjunto de elementos necessários ao aproveitamento da energia radiante solar para uma dada aplicação, através da conversão fotovoltaica, além do arranjo fotovoltaico, podem ser necessários os elementos para controle supervisão, proteção, armazenamento de energia elétrica, fundação e suporte de estrutura (ABNT-NBR10899) [5].

A figura 7-a mostra um tracker (rastreador solar) o qual possui movimentos que acompanham o percurso do sol ao longo do dia. A figura 7-b mostra um parque fotovoltaico.



**Figura 7 – Sistemas Solar – (a) Tracker [6] – (b) Parque Fotovoltaico [7]**

#### 1.4. ESTAÇÃO METEOROLÓGICA

Uma estação meteorológica é um conjunto de instrumentos ou sensores que recolhem dados para análise do tempo meteorológico. Esses sensores são capazes de registrar, por exemplo, a temperatura do ar, velocidade e direção do vento, umidade do ar, radiação solar, chuva e pressão atmosférica. Existem dois tipos de estação meteorológica [8]:

- **Estações automáticas:** coleta de dados totalmente automatizada. Nesse tipo de estação os sensores emitem sinais elétricos, que são captados por um sistema de aquisição de dados (Datalogger), possibilitando que o armazenamento e o processamento dos dados sejam informatizados.
- **Estações convencionais:** exigem a presença diária de uma pessoa para coletar os dados medidos. Os instrumentos que compõe esse tipo de estação são normalmente de leitura direta, como os termômetros, ou com sistema mecânico de registro, como o termohigrógrafo, o pluviógrafo, o anemógrafo. Estas se dividem em classes de acordo com a finalidade e o número de variáveis observadas:
  - Primeira classe: são aquelas que medem todos os elementos meteorológicos.
  - Segunda classe: não realizam as medidas de pressão atmosférica, radiação solar e vento.
  - Terceira classe: medem apenas a temperatura máxima, mínima e a chuva.

Devido a sua maior praticidade, atualmente a estação meteorológica automática (figura 8) é a mais utilizada, além disso, com esse tipo de estação também é possível verificar pela internet os dados em tempo real [8]



**Figura 8 – Componentes de uma estação meteorológica automática [8]**

As estações automáticas possuem 4 sensores essenciais (figura 8): o anemômetro, piranômetro, o sensor de temperatura e umidade e o pluviômetro [8]:

- **Anemômetro:** é um instrumento que mede a velocidade e a direção do vento. Esse instrumento deve ser instalado a 2 metros de altura em relação ao solo.
- **Piranômetro:** registra a radiação solar global e deve ser instalado entre 1,5 e 2 metros de altura.
- **Sensor de temperatura e umidade:** geralmente são termistores que medem a temperatura e a umidade do ar. Esse sensor deve ficar no abrigo meteorológico para não ser danificado e a altura de sua instalação é aproximadamente 1,5 metros.
- **Pluviômetro:** mede a precipitação e o tipo de pluviômetro mais utilizado é o de balsa. A área de captação de água (bocal) do pluviômetro deve ficar a 1,5 metros do solo.

### 1.5. WEB BOX

A WebBox, basicamente, é um dispositivo utilizado para armazenar dados, e em consequência monitorar grandezas físicas obtidas a partir de sensores ou outros dispositivos que geram algum tipo de sinal em tensão ou corrente elétrica. Uma vez que existe uma gama muito grande de tipos e variedades, algumas podem monitorar exclusivamente um dispositivo, como um painel solar por exemplo, ou possuírem várias entradas para uma diversidade maior. Os dados podem ser compartilhados com um computador, e assim podem ficar registrados no mesmo, ou também serem compartilhados via wireless. A figura 9 mostra uma SMA Web Box – RS485.





**Figura 9 – Webbox SMA (RS485) [9]**

## 1.6. ELETROLISADOR

A Eletrólise da água é a decomposição de água ( $H_2O$ ) em oxigênio ( $O_2$ ) e hidrogênio ( $2H_2$ ) por efeito da circulação de corrente elétrica. Eletrolisador, basicamente, é um dispositivo capaz de “quebrar” a molécula de água, utilizando para isto energia elétrica, gerando, portanto, hidrogênio e oxigênio. A figura 10 mostra *um sistema de eletrólise hidrogênica em Falkenhagen, na Alemanha, a qual absorve dois megawatts de energia renovável excedente e a armazena na forma de hidrogênio [10]*.



**Figura 10 – Sistema de eletrólise em Falkenhagen, na Alemanha [10]**

## 1.7. CELULA COMBUSTÍVEL

A **Célula Combustível** é um dispositivo eletroquímico que combina hidrogênio (H) e oxigênio (O) para produzir eletricidade (corrente elétrica), que é o movimento ordenado

de elétrons (e), tendo água e calor como subprodutos. A corrente elétrica produzida é o produto principal a ser aproveitado a qual pode ser usada para alimentar dispositivos elétricos, normalmente referidos como a carga ou consumidores elétricos mas, o calor produzido também costuma ser aproveitado. Em geral, esta corrente elétrica gerada não alimenta diretamente um consumidor do tipo atuador como motores ou lâmpadas, mas é usada para carregar elementos armazenadores de energia (tais como: supercapacitores, baterias recarregáveis, entre outros), de modo que ela é pré-armazenada para uso posterior [11].

Uma célula elementar gera cerca de 0,7 volts mas, assim como ocorre com as células de baterias, as Célula de Combustível também podem ser empilhadas em série, ou associadas em paralelo, o que aumenta a tensão e a potência de saída, resultando, conforme a necessidade da aplicação, em Célula de Combustível desde algumas dezenas de Watts, até vários Megawatts. Há muitos tipos diferentes de células de combustível, cada um com suas próprias características operacionais específicas mas a maioria das células de combustível são alimentados com gás de hidrogênio. Células combustíveis, encontram atualmente aplicação na indústria automobilística, no qual o hidrogênio é utilizado como combustível, cabendo a célula combustível gerar eletricidade, a qual alimenta os motores elétricos que tracionam o veículo [11]. A figura 11 mostra a pilha de células combustível para o veículo Honda FCX Clarity.



**Figura 11 - Pilha de Células de Combustível do Honda FCX Clarity [11]**

## 1.8. INVERSOR

Os inversores, basicamente transformam energia elétrica na forma de corrente contínua, em corrente alternada, a partir de dispositivos semicondutores como transistores e algum tipo de oscilador. Já os conversores, convertem energia elétrica na forma de corrente alternada de certa frequência, em corrente alternada de frequências diversas. Portanto, um conversor possui em seu interior, um retificador e um inversor. Contudo, costuma-se denominar os conversores simplesmente de Inversores. Portanto, para a aplicação que se deseja neste projeto, o que realmente é necessário é um Inversor, ou seja, um dispositivo capaz de converter tensão contínua em alternada, e assim, os

inversores ditos convencionais, não poderiam ser utilizados, devendo-se, portanto, ter este cuidado. Contudo, salienta-se que alguns inversores convencionais, é possível acessar a entrada em nível CC (corrente contínua), e assim este tipo poderia ser utilizado.

## 1.9. BANCO DE BATERIAS

Apesar de possuírem a mesma tecnologia, as baterias automotiva e estacionária são recomendadas para aplicações distintas [12]:

- As baterias automotivas são feitas para estarem sempre carregadas (função exercida pelo alternador dos veículos) e fornecer uma grande quantidade de corrente em um curto período de tempo, necessário para dar partida no motor. Uma vez que o motor esteja funcionando, o alternador encarrega-se de mantê-la sempre carregada.
- As baterias estacionárias são projetadas para ciclos de descarga profundos, com materiais internos nobres, e placas de chumbo mais espessas, feitas para durarem mais tempo. Elas podem sofrer até 80% de descarga sem prejudicar sua vida útil, além de suportarem quantidade maiores de ciclos de carga e descarga.

A figura 12 mostra uma bateria estacionária Freedom DF 3000 de 12 V, a qual possui variação de carga de acordo com as especificações: C100 para 185 Ah, C20 para 170 Ah e C10 para 156 Ah. Dependendo das tensões e correntes que se deseja, pode-se criar bancos de baterias, colocando-as em série ou paralelo, dependendo das necessidades.



**Figura 12 – Bateria estacionária da Freedom DF 3000 tensão nominal de 12 V [13]**

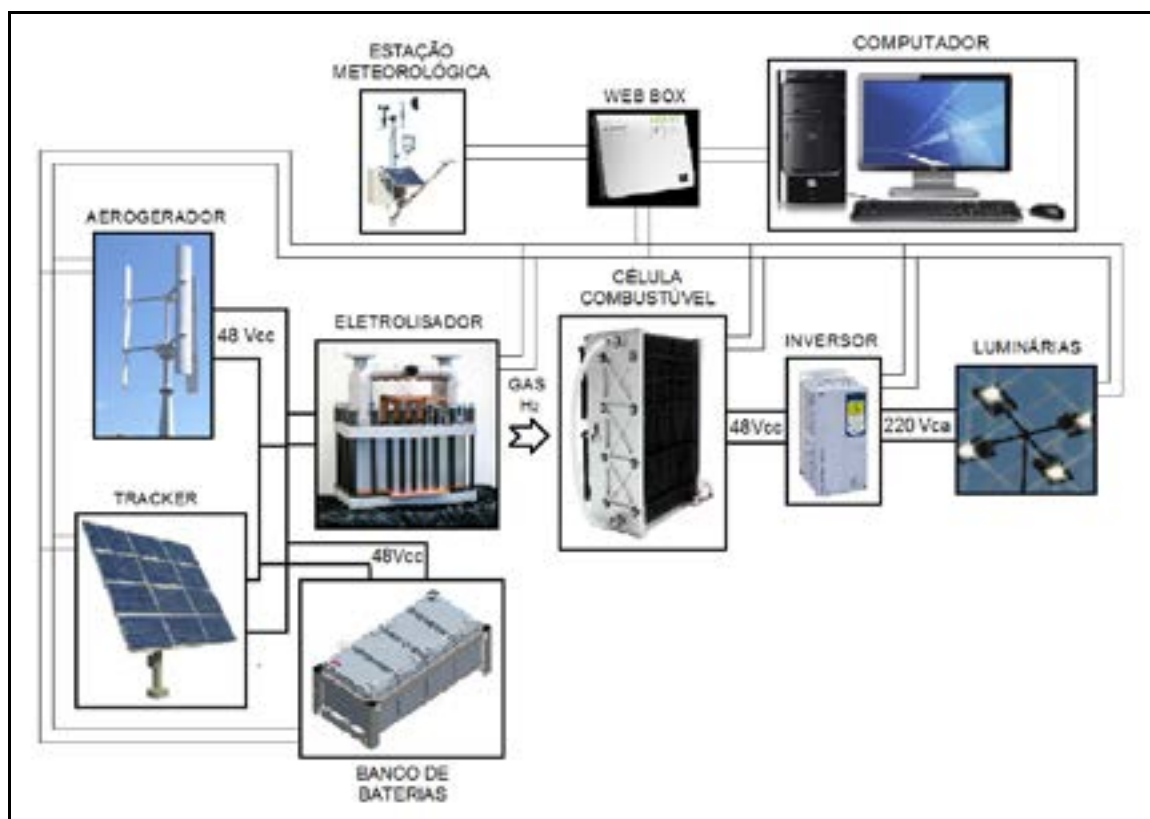
## 2. METODOLOGIA

Este trabalho tem por objetivos um estudo preliminar para futura implantação de um Sistema de Geração de Energia Renovável, a partir de um Aerogerador Vertical de 1,5 kW e um Tracker Solar (Painel) também de 1,5 kW, gerando uma potência de 3 kW.



A energia gerada pelo Aerogerador e Painel irá alimentar um banco de quatro baterias de 12 V totalizando um sistema de 48 Vcc. Esta tensão irá alimentar um Eletrolisador que irá gerar Hidrogênio que por sua vez irá alimentar uma célula combustível de 1 kW em nível de corrente contínua também em 48 V. A partir de um Inversor será gerada uma tensão alternada de 220 V, que irá alimentar um conjunto de luminárias, a serem instaladas no estacionamento do prédio do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento de Tecnologias Limpas da Universidade Feevale.

Uma estação meteorológica irá monitorar os ventos e a irradiação solar, possibilitando assim medir a eficiência da geração (Solar e Eólica). Um Sistema de monitoração e Aquisição de Dados (Web Box) irá captar e armazenar todos os dados do sistema, como tensões e correntes geradas no Aerogerador e Paineis, carga das baterias, tensão e corrente gerada na saída da Célula Combustível, e tensão e corrente nas luminárias. Estas medidas de tensão e corrente permitem obter as potências, tanto de entrada e saída como as intermediárias, possibilitando, portanto, a monitoração de todo o sistema, desde a geração até o consumo. Desta maneira será possível fazer um estudo aprofundado do sistema, possibilitando assim, definir a eficiência do sistema. A figura 13 mostra um diagrama esquemático do sistema.



**Figura 13 – Sistema proposto para avaliação da eficiência de um sistema híbrido com armazenagem de energia na forma de hidrogênio e célula combustível**

Além do estudo dos processos também foram analisados os custos para implantação do sistema, conforme tabelas 1 e 2.

**Tabela 1 – Custos estimado dos equipamentos**

<b>Especificação</b>	<b>Valor R\$</b>
Aerogerador de 1,5 kW com Torre (já Instalado)	53.730,00
Tracker 1,5 kW com Torre (já Instalado)	21.300,00
Banco de Baterias – 4 unidades	5.470,00
Eletrolisador	464.000,00
Célula Combustível (com inversor de frequência)	125.000,00
Estação Meteorológica (Anemometro e Sensor de Radiação)	18.300,00
Web Box	9.700,00
Computador	2.500,00
Total	700.000,00

**Tabela 2 – Custos de Material de Consumo e Serviços Implantação**

<b>Especificação</b>	<b>Valor R\$</b>
Componentes Elétricos (fio e cabos e outros componentes)	10.000,00
Aços e outros Metais	10.000,00
Serviços de Preparação de Estrutura (bases de Concreto para Instalações/fixação das torres do Aerogerador e Tracker)	15.000,00
Total	35.000,00

Assim, o total de recursos para implantação de todo o sistema fica estimado em aproximadamente R\$ 735.000,00, valor este considerando valores comerciais em 2017. Salienta-se que foram consultados somente um fornecedor por equipamento, contudo, devido a experiência de alguns pesquisadores da Universidade Feevale, estes seriam os de menor custo. Salienta-se também os custos de material de consumo e serviços foram estimados tendo em vista outros projetos executados na Universidade Feevale.

### **3. CONCLUSÕES**

Este projeto tem por objetivo um estudo preliminar sobre a implantação de um sistema de geração de energia a partir de fontes renováveis e armazenamento na forma de hidrogênio. Cita-se que a universidade Feevale já executou ou está em fase de execução de vários projetos na área de energias renováveis, como solar, eólica e biomassa, controladores e inversores, bem como sensores e monitoramento, além de estudos preliminares em células combustíveis. Assim, considera-se que o sistema, caso seja implantado, irá gerar uma grande quantidade de dados, bem como a absorção de tecnologias nestas áreas de atuação, complementando os estudos já realizados e sendo realizados atualmente.

Cita-se também que o projeto é completamente exequível, pois foram realizados extensos estudos preliminares

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradem a Secretaria do Desenvolvimento Econômico, Ciência e Tecnologia do Estado do RS pela patrocínio e apoio neste projeto, ao CNPq, Capes, FINEP e FAPERGS.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1]. <http://energiahibrida.blogspot.com.br/> - Acessado em 04/2017
- [2]. <http://www.movitrom.pt/areasolar/produtos/aerogeradores.html> - Acessado em 04/2017
- [3]. <http://termometroglobalcom.blogspot.com.br/2010/07/aerogeradores-verticais-vawt-alguns.html> - Acessado em 04/2017
- [4] <http://www.cresesb.cepel.br/content.php?cid=201> - Acessado em 04/2017
- [5]. RIO DE JANEIRO. João Tavares Pinho. Cepel – Cresesb (Org.). **Manual de Engenharia para Sistemas Fotovoltaicos**. Rio de Janeiro, 2014. 530 p.
- [6]. <http://www.solarpowerworldonline.com/2013/04/how-does-a-solar-tracker-work/> - Acessado em 04/2017
- [7]. <http://energiadeactivacion.blogspot.com.br/2015/05/optimizar-perdidas-en-parque-solares.html> - Acessado em 04/2017
- [8]. <https://www.agrosmart.com.br/blog/estacao-meteorologica-funciona-importancia-agricultura/> - Acessado em 09/2017
- [9]. <http://solarwalas.com/product/sma-web-box-rs485/> - Acessado em 09/2017
- [10]. [http://www.technologyreview.com.br/read\\_article.aspx?id=45964](http://www.technologyreview.com.br/read_article.aspx?id=45964) - Acessado em 09/2017
- [11]. <http://automoveiseletricos.blogspot.com.br/2013/06/como-uma-celula-combustivel-e-o.html> - Acessado em 09/2017
- [12]. <http://www.moura.com.br/dicas/diferencas-entre-baterias-automotiva-e-estacionarias/> - Acessado em 09/2017
- [13]. <http://www.powersafe.com.br/portfolio/bateria-estacionaria-freedom-df3000/> - Acessado em 09/2017



## **STUDY OF A GENERATION SYSTEM OF RENEWABLE ENERGY BASED ON FUEL CELL**

### **Abstract**

The purpose of this work is to implement a Renewable Energy Generation System from a 1.5 kW Vertical Wind Turbine and a 1.5 kW Solar Tracker (Panel) in order to generate 3 kW. The energy generated by the Wind Turbine and the Panel will supply four 12-volt batteries, resulting in a 48 Vcc system. This voltage will feed an electrolyzer that will generate hydrogen gas that, in turn, will feed a 1 kW fuel cell operating at continuous current (also in 48 V). From an inverter it will be generated an alternating voltage of 220 V, that will feed a set of lamps. A weather station will monitor the winds and the solar irradiation, enabling to measure the efficiency of the solar and wind energy generation. A Data Monitoring and Acquisition System (WebBox) will capture and store all system data, such as voltages and currents generated in the wind turbine and panels, battery charge, voltage and current generated at the fuel cell output, and voltage and current in the lamps. These voltage and current measurements allow obtaining both the input and output power as well as the intermediate power. Thus, the monitoring of the entire system (from generation to consumption) is promising. In this meaning, it will be possible to carry out an in-depth study of the involved processes, thus, defining the efficiency of the system. The estimated total cost was R\$ 735,000.00.

**Keywords:** Renewable Energy, fuel cell, electrolyzer, Electric Machines



## ESTUDO DE CONTROLADOR INTEGRADO PARA MONITORAÇÃO DE UM SISTEMA HÍBRIDO PARA GERAÇÃO DE ENERGIA A PARTIR DE FONTES RENOVÁVEIS (Solar, Eólica e de Biomassa)<sup>1</sup>

*Moisés de Mattos Dias<sup>2</sup>, Alessandro Sarmiento dos Santos<sup>3</sup>, Nickolas Augusto Both<sup>4</sup>, Ismaile Ricardo Gallas<sup>5</sup>, Lucas Dariel Ferreira<sup>6</sup>, Fabio Schiehl Gonzaga<sup>7</sup>, Jonas Ohlweiler Baptista<sup>8</sup>, Jonas Steffen<sup>9</sup>*

**RESUMO:** Este trabalho tem por objetivo, o estudo, para posterior desenvolvimento, de um Controlador de um Sistema Híbrido para Geração de Energia a partir de Fontes Renováveis (Solar, Eólica e de Biomassa). Cita-se que a Universidade Feevale, no Prédio Verde, já possui um Sistema Híbrido composto por Aerogeradores (Horizontal e Vertical), Módulos Solar, Painéis e Tracker e Gerador a Biometano, todos com controladores que geram 48 V, além de um banco de baterias também de 48 V. Importante observar que este sistema já possui um controlador que conecta todas estas fontes nas baterias, contudo este é manual. Assim, este projeto propõe um novo controlador, capaz de medir a tensão e corrente de todas as fontes e, assim monitorar a carga que está sendo entregue às baterias. No caso, se há sol, os Módulos estarão suprindo a carga, se há vento os aerogeradores estarão suprindo esta e, caso não haja nem sol, nem vento, o Gerador à Combustão deverá ser acionado.

Palavras-chave: Energias Renováveis, Sistema Híbrido para Geração de Energia, Controladores de Carga

---

<sup>1</sup> Contribuição técnica a ser apresentada na 8ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis – RENOMAT 2019, Brasil/RS, 2 a 4 de outubro de 2019, Porto Alegre, RS, Brasil.

<sup>2</sup> Prof. Dr. Programa de Pós em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais. ICCT, Universidade Feevale, e-mail: [moisesdias@feevale.br](mailto:moisesdias@feevale.br)

<sup>3</sup> Mestrado em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais. ICCT, Universidade Feevale, e-mail: [alessandro@jsaengenharia.com.br](mailto:alessandro@jsaengenharia.com.br)

<sup>4,5,6,7,8,9</sup> Alunos e Bolsista I.C., ICCT, Universidade Feevale, e-mail: [nickolasboth@hotmail.com](mailto:nickolasboth@hotmail.com), [arthur\\_irg@hotmail.com](mailto:arthur_irg@hotmail.com), [lucasdarielferreira@gmail.com](mailto:lucasdarielferreira@gmail.com), [fabio@schiehl.com.br](mailto:fabio@schiehl.com.br), [jonas.ohlweiler@gmail.com](mailto:jonas.ohlweiler@gmail.com), [jonas.steff@gmail.com](mailto:jonas.steff@gmail.com)

# 1. INTRODUÇÃO

## 1.1. ENERGIAS RENOVÁVEIS

A energia elétrica em larga escala é gerada em usinas Hidroelétricas e Termoelétricas, e mais recentemente também em parques Eólico e Solar Fotovoltaico. Para a geração local, utilizam-se pequenos Aerogeradores, Painéis Solar e Geradores à Combustão. Pode-se utilizar também pequenas turbinas hidráulicas. No caso de Energia Hidráulica e Termoelétrica, Geradores à Combustão e Eólicos, uma turbina é acoplada a um Gerador Elétrico Trifásico, na maioria das vezes uma Máquina Elétrica Rotativa Síncrona Trifásica, ocorrendo então a conversão de Energia Mecânica a partir destas turbinas em Energia Elétrica. No caso da Energia Solar, uma célula fotovoltaica transforma energia luminosa em eletricidade nas junções pn, ou seja, basicamente o efeito inverso que ocorre em um LED.

As principais fontes de energias renováveis compreendem:

- Usinas Hidráulicas
- Parques Eólicos ou Pequenos Aerogeradores
- Parques Solar ou Pequenos Painéis e Rastreadores Solar
- Energia a partir das Marés e Geotérmica
- Geradores à Combustão (a partir de biogás)
- Usinas Termoelétricas (queima de briquetes – cubos de resíduos de madeira compactados)

### 1.1.1. Energia Hidráulica

O uso da força das águas para gerar energia é bastante antigo e começou com a utilização das chamadas *noras*, ou rodas d'água do tipo horizontal, que através da ação direta de uma queda d'água produz energia mecânica e são usadas desde o século I a.C.. A partir do século XVIII, com o surgimento de tecnologias como o motor, o dínamo, a lâmpada e a turbina hidráulica, foi possível converter a energia mecânica em eletricidade. A figura 1 mostra o esquema de um gerador e turbina de uma usina hidrelétrica.

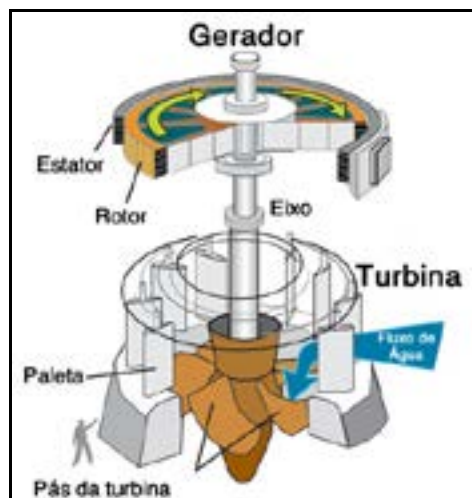


Figura 1 – Esquema de um gerador e turbina de uma Usina Hidrelétrica [1]



O acionamento do primeiro sistema de conversão de hidroenergia em energia elétrica do mundo ocorreria somente em 1897 quando entrou em funcionamento a hidrelétrica de **Niágara Falls** (EUA) idealizada por **Nikola Tesla** com o apoio da **Westinghouse**. De lá para cá o modelo é praticamente o mesmo, com mudanças apenas nas tecnologias que permitem maior eficiência e confiabilidade do sistema. Cerca de 20% da energia elétrica gerada no mundo todo é proveniente de hidrelétricas. Em números aproximados, só no Brasil, a energia hidrelétrica é responsável por 75 milhões de kW. São 158 usinas em funcionamento, outras 9 usinas estão em construção e existem 26 outorgadas, ou seja, com permissão para serem construídas (dados de 2016) [2].

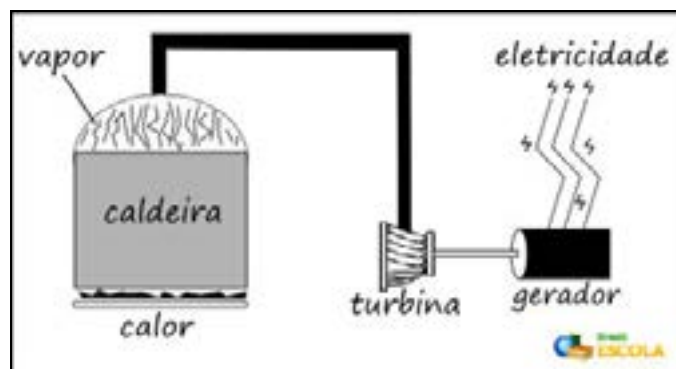
Uma **Usina Hidrelétrica**, no Brasil, pode ser classificada de acordo com a sua potência de geração de energia em dois tipos principais: as PCH's, ou pequenas centrais hidrelétricas que produzem de 1MW a 30 MW e possui um reservatório com área inferior a 3 km<sup>2</sup> (Resolução ANEEL N.º 394/98), e as GCH's, ou grandes centrais hidroelétricas que produzem acima de 30 MW. A segunda maior hidrelétrica do mundo é a usina de Itaipu, pertencente ao Brasil e ao Paraguai. Situada no rio Paraná, Itaipu tem uma capacidade de 14.000 MW, respondendo por 16% da demanda nacional e 75% da demanda paraguaia de energia elétrica. A maior do mundo é a Hidrelétrica de Três Gargantas, construída no rio Yang-Tsé, na China. Três Gargantas tem uma capacidade de produzir 22.500 MW [2].

A geração de energia através de usinas hidrelétricas de fato é a de menor custo, contudo, causa impactos sobre a flora, fauna, solo, alterações do microclima da região, ciclo hidrológico e as milhares de pessoas que, em muitos casos, devem ser realocadas [2].

### 1.1.2. Usinas Termoelétricas

A **Usina Termoelétrica** é uma instalação industrial que produz energia a partir do calor gerado pela queima de combustíveis fósseis (como carvão mineral, óleo, gás, entre outros) ou por outras fontes de calor (como a fissão nuclear, em usinas nucleares). Conforme mostra a figura 2, primeiramente aquece-se uma caldeira com água, essa água será transformada em vapor, cuja força irá movimentar as aletas de uma turbina que por sua vez movimentará um gerador. Uma maneira de se aquecer o caldeirão é através da queima de combustíveis fósseis (óleo, carvão, gás natural). Após a queima eles são soltos na atmosfera causando grandes impactos ambientais. Outra maneira de aquecimento é utilizando a energia nuclear, através de reações nucleares como a quebra (fissão) do urânio [3].

Um dos maiores problemas das usinas termoelétricas é a grande contribuição que elas têm com o aquecimento global através do efeito estufa e de chuvas ácidas, devido a queima de combustíveis. No caso das usinas termoelétricas de Angra dos Reis que usam como fonte de calor energia nuclear, além da poluição térmica ainda existe o problema do lixo atômico. Mas estas usinas não apresentam somente desvantagens; as vantagens destas é que podem ser construídas próximas a centros urbanos, diminuindo as linhas de transmissões e desperdiçando menos energia. Também são usinas que produzem uma quantidade constante de energia elétrica durante o ano inteiro, ao contrário das hidrelétricas, que tem a produção dependente do nível dos rios. No Brasil, as térmicas complementam a matriz energética de hidrelétricas, sendo ligadas apenas quando há necessidade (como em períodos de estiagem) [3].

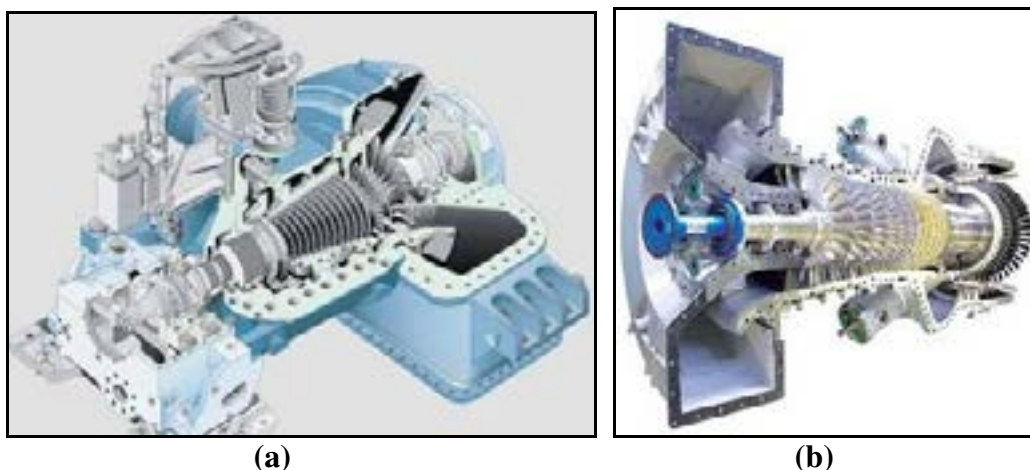


**Figura 2 – Esquema geral de uma Usina Termoeletrica [3]**

Uma turbina é uma máquina que transforma a energia de um gás ou vapor, pressão e temperatura, em energia mecânica em seu próprio eixo. As turbinas a vapor podem ser classificadas basicamente em dois tipos [4]:

**Turbina a vapor**, em que ocorre a expansão do vapor d'água gerado em um equipamento externo, admitindo, portanto, fontes muito diversificadas, como o carvão, óleo combustível, biomassa, reação nuclear, energia solar térmica, energia geotérmica, calor residual dos gases de escape de outra turbina de gás ou de processos industriais, entre outros (figura 3-a).

**Turbina a gás**, em que a expansão é de gases, resultado da combustão de um combustível líquido ou gasoso em ar previamente comprimido (figura 3-b).



**Figura 3 – Turbinas – (a) Vapor – (b) Gás [4]**

### 1.1.3. Geradores a Combustão

Grupos Geradores são utilizados como fonte principal ou como fonte auxiliar, para suprir a necessidade de energia de forma confiável em empreendimentos de todo e qualquer porte, para quaisquer aplicações, como indústrias, supermercados, shopping centers, hospitais, edifícios residenciais e comerciais, hotéis e outros. Os Grupos Geradores são constituídos por um gerador, acionado por motor de combustão, sendo este alimentado por combustível (óleo diesel, gás natural, biogás e outros) [5].

Os produtos STEMAC equipados com motores a gás produzem energia para geração de eletricidade e térmicos (figura 4). A versatilidade destes equipamentos permite as mais diversas aplicações. Os grupos geradores possuem sistemas de controle para operação manual ou automática, controlando os principais parâmetros e grandezas elétricas, de forma integrada, em um único módulo. Os motores possuem sistemas de proteção e controle, tais como [5]:

- Controle eletrônico de ignição;
- Sensor de detonação;
- Controle de mistura ar/combustível;
- Controle do turbocompressor.



**Figura 4 – Grupo Gerador a Gás produzido por Stemac [5]**

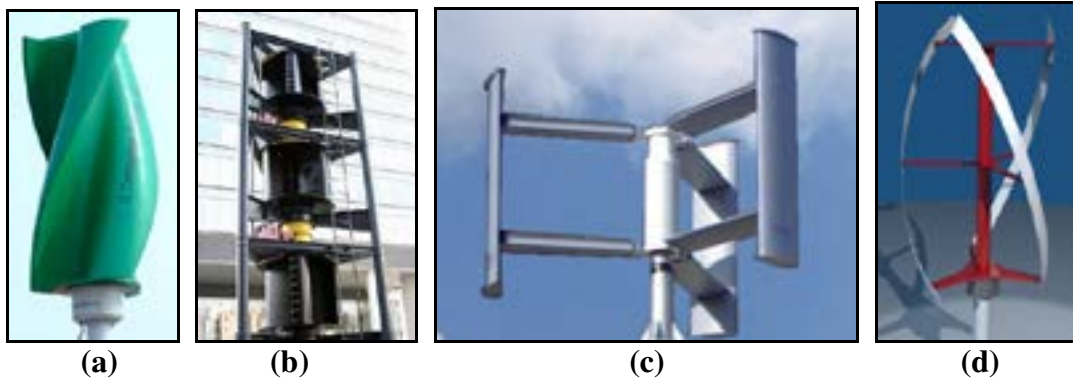
#### **1.1.4. Energia Eólica**

Os aerogeradores são classificados em dois tipos, a saber, Aerogerador Horizontal (figura 5), no qual o eixo onde as pás estão acopladas está na horizontal, e o Aerogerador Vertical (figura 6) no qual o eixo está no plano vertical. Os aerogeradores horizontais são utilizados em ambientes onde existe um fluxo constante e contínuo de ventos, como em regiões de pradaria ou praias. Os verticais, embora possuam um desempenho inferior ao horizontal, podem ser utilizados em ambientes urbanos onde o vento não é uniforme devido as edificações.



**Figura 5 – Aerogeradores Horizontais [6]**





**Figura 6 – Aerogeradores Verticais [7]**

A figura 7 mostra os principais marcos do desenvolvimento da Energia Eólica no período do Século XI ao Século XIX, e a figura 8 mostra os principais marcos do desenvolvimento da Energia Eólica no Século XX.



**Figura 7 – Principais marcos do desenvolvimento da Energia Eólica no período do Século XI ao Século XIX [8]**

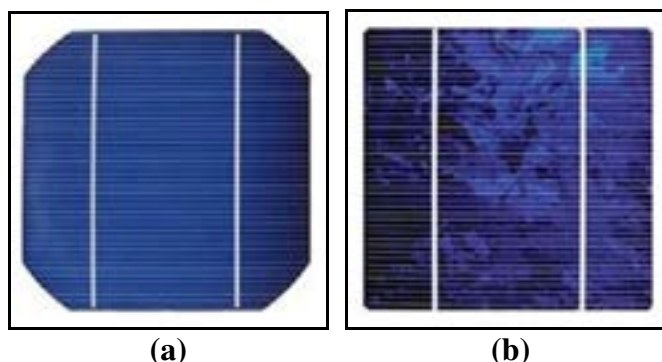


**Figura 8 – Principais marcos do desenvolvimento da Energia Eólica no Século XX [8]**

### 1.1.5. Energia Solar

A energia solar é produzida em células fotovoltaicas quando sobre esta incide luminosidade. As principais tecnologias aplicadas na produção de células fotovoltaicas são classificadas em três gerações. A primeira geração é dividida em duas cadeias

produtivas: silício monocristalino (m-Si) e silício policristalino (p-Si), que representam mais de 85% do mercado (figura 9), por ser uma tecnologia consolidada e confiável, e por possuir a melhor eficiência comercialmente disponível [9].



**Figura 9 - (a) Célula silício monocristalino m-Si - (b) célula silício policristalino p-Si**

Segundo a norma NBR10899, o módulo é o menor conjunto ambientalmente protegido de células solares interligadas, com o objetivo de gerar energia elétrica em corrente contínua. Um painel, é um ou mais módulos montados de modo a formar uma única estrutura, é uma característica física de montagem. Arranjo é qualquer número de módulos, interligados eletricamente, de tal modo a prover uma única saída de corrente elétrica contínua, é uma característica elétrica. Sistema fotovoltaico é o conjunto de elementos necessários ao aproveitamento da energia radiante solar para uma dada aplicação, através da conversão fotovoltaica, além do arranjo fotovoltaico, podem ser necessários os elementos para controle supervisão, proteção, armazenamento de energia elétrica, fundação e suporte de estrutura (ABNT-NBR10899) [9].

A figura 10-a mostra um tracker (rastreador solar) o qual possui movimentos que acompanham o percurso do sol ao longo do dia. A figura 10-b mostra um parque fotovoltaico.



**Figura 10 – Sistemas Solar – (a) Tracker [10] – (b) Parque Fotovoltaico [11]**

## 1.2. SISTEMA HÍBRIDO PARA GERAÇÃO DE ENERGIA

Sistemas Híbridos são modos de obtenção de energia elétrica a partir de duas ou mais fontes, como solar-eólica, solar-diesel, entre outros. Estes sistemas estão sendo bastante utilizados por causa da eficiência em integrar sistemas novos ou já utilizados. A complementação é um dos pontos principais, pois no sistema eólico/solar, por

exemplo, nos dias em que o céu estiver nublado e a obtenção de energia da placa fotovoltaica for reduzida o aerogerador continua sua produção sem interferência e sustenta o sistema [12].

Um sistema híbrido pode operar diretamente conectado à carga, que pode ser utilizada para bombeamento de água e aplicações que não exijam estabilidade e eficiência, por exemplo. Novamente citando o sistema eólico/solar não se pode armazenar ventos e luz, por isso durante os períodos de baixa geração e para a utilização posterior, o método convencional de armazenamento são as baterias. Utilizando baterias estacionárias de ciclo profundo tem-se o melhor desempenho com 4 a 5 anos de vida útil, já, as baterias de chumbo ácido, nestas aplicações, tem sua vida útil limitada a 2 anos. A figura 11 mostra um esquema de um sistema híbrido. Sistemas conectados a rede são conhecidos por On-Grid e não conectados como Off-Grid. [12].



**Figura 11 – Esquema de um Sistema Híbrido para Geração de Energia**

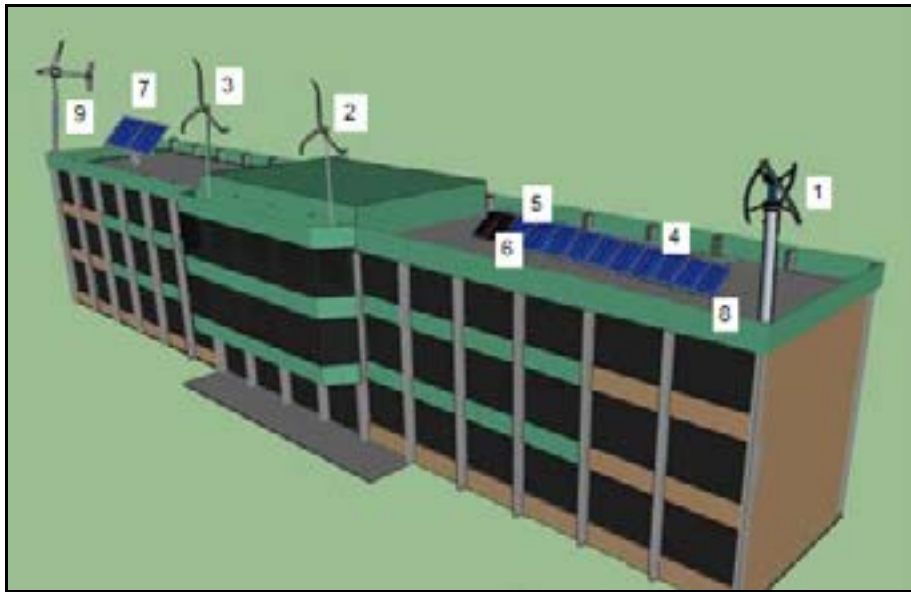
## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

A Universidade Feevale, com o apoio da Secretaria do Desenvolvimento Econômico, Ciência e Tecnologia do Estado do Rio Grande (Brasil), e tendo como parceiro a empresa JSA Engenharia Ltda, implantou um Sistema Híbrido para Geração de Energia a partir de Fontes Renováveis (Eólica, Solar e Biomassa).

O sistema híbrido deve suprir uma carga de 5 kW constante e continuamente, a partir de fontes renováveis. O Sistema Híbrido foi implantado no Prédio Verde da Universidade Feevale, pois se trata do prédio onde estão localizados os Laboratórios das Engenharias Elétrica e Eletrônica, sendo, portanto, o local mais adequado, tanto para a instalação, quanto para os estudos realizados e também a serem realizados, uma vez que se pretende prosseguir com estas pesquisas no futuro. O Sistema é composto por Fontes Solar, Eólicas e Biomassa, Controladores, Inversores e Sensores, conforme



especificações a seguir. A figura 12 mostra um desenho do telhado do Prédio Verde, onde é possível observar:



**Figura 12 – Desenho esquemático do telhado do Prédio Verde onde estão instalados os Aerogeradores, Sistema Solar e Sensores**

- (1) – Aerogerador Vertical de 1,5 kW
- (2) – Aerogerador Horizontal de 1 kW
- (3) – Aerogerador Horizontal de 2,5 kW
- (4) – Conjunto de 22 Módulos Solar de 250 W cada
- (5) – 2 Películas Solar de 60 W cada
- (6) – 2 Módulos Solar de 80 W cada
- (7) – Rastreador Solar composto de 4 módulos de 170 W cada
- (8) – Sensores de Irradiação Solar e Anemômetro
- (9) – Aerogerador de 2,5 kW (ainda não integrado ao sistema):

A figura 13 mostra vistas do telhado do Prédio Verde onde estão instalados os Módulos Solar e os Aerogeradores.



(a)

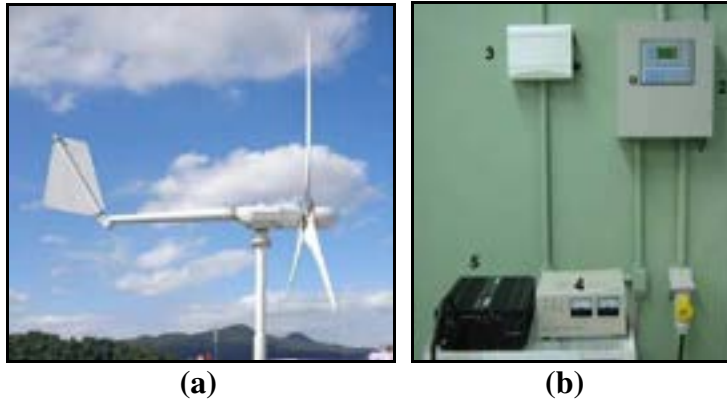


(b)

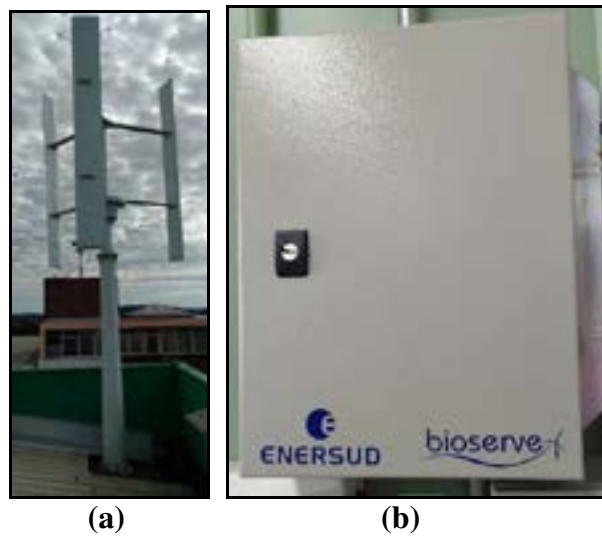
**Figura 13 – Vistas do Telhado do Prédio Verde onde estão instalados os Módulos Solar e Aeroeradores**

Os dispositivos estão detalhados a seguir:

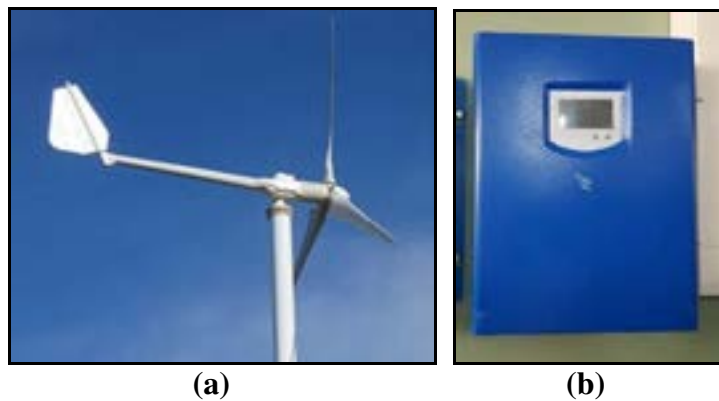
- Aeroerador Horizontal de 1 kW: Turbina (figura 14-a) e Controlador (figura 14-b)
- Aeroerador Vertical de 1,5 kW: Turbina (figura 15-a) e Controlador (figura 15-b)
- Aeroerador Horizontal de 2,5 kW: Turbina (figura 16-a) e Controlador (figura 16-b)
- Gerador a Gás de 5,5 kW: Grupo Motor-Gerador (figura 17-a), Controlador com saída de 220 V (figura 15-b) e Retificador com saída de 48 V (figura 17-c)
- Painel Solar: 22 módulos (figura 18-a), 1 Controlador para 10 módulos (figura 18-b) e 2 Controladores para os outros 12 módulos – 6 por Controlador (figura 18-c)
- Tracker: Torre e Módulos (figura 19-a) e Controlador (figura 19-b)
- Película Solar Flexível (figura 20-a), Suporte para Película (figura 20-b) e Controlador (figura 20-c)
- Módulo Solar com 36 células fotovoltaicas (figura 21-a), Painel com dois Módulos (figura 21-b) e Controlador (figura 21-c)



**Figura 14 - Aerogerador Horizontal de 1 kW – (a) Turbina – (b) Controlador**



**Figura 15 - Aerogerador Vertical de 1,5 kW – (a) Turbina – (b) Controlador**



**Figura 16 - Aerogerador Horizontal de 2,5 kW – (a) Turbina – (b) Controlador**





(a) (b) (c)

**Figura 17 - Gerador a Gás de 6kW – (a) Grupo Motor-Gerador – (b) Controlador com saída de 220 V – (c) Retificador com saída de 48 V**



(a) (b) (c)

**Figura 18 - Painel Solar – (a) 22 módulos – (b) Controlador para 10 módulos – (c) Controlador para 6 módulos**



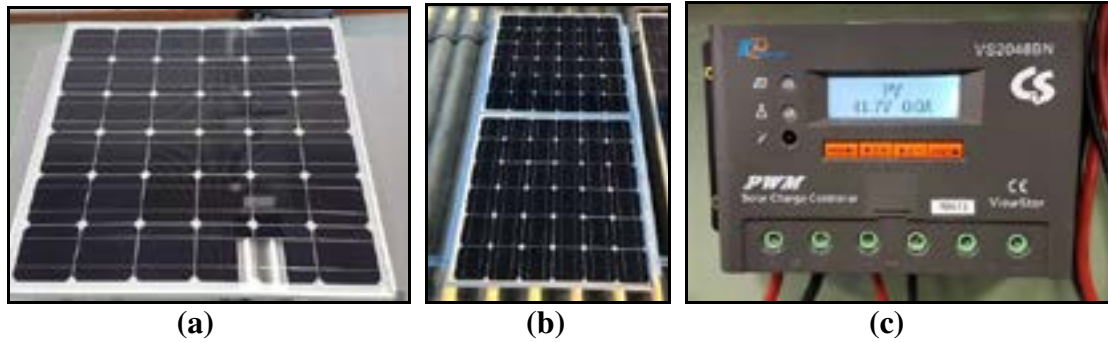
(a) (b)

**Figura 19 – Tracker – (a) Torre e Módulos – (b) Controlador**



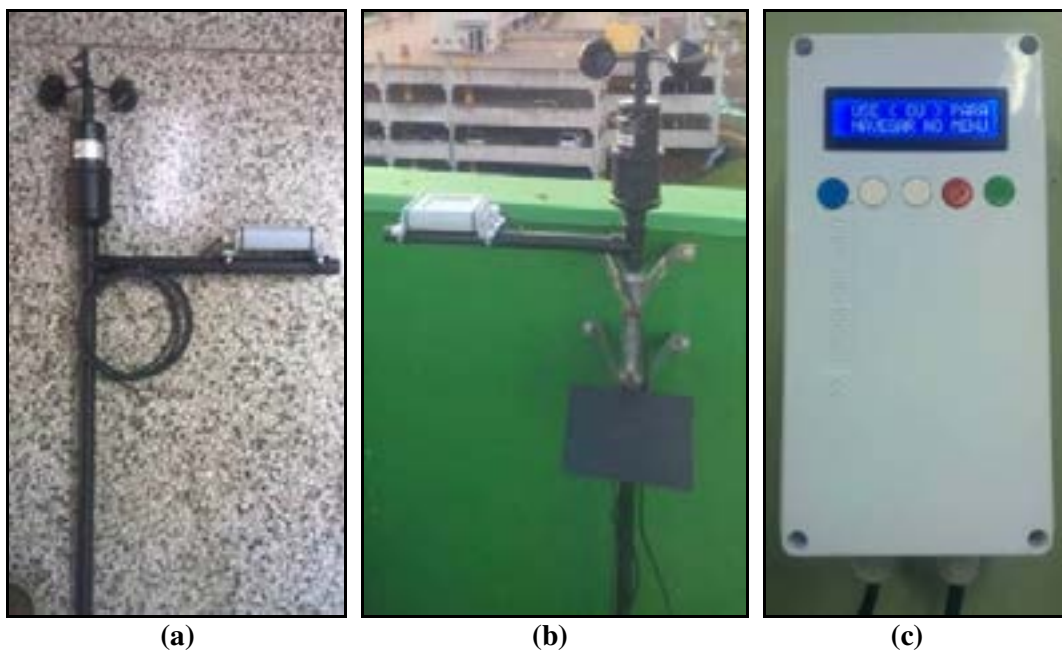
(a) (b) (c)

**Figura 20 – (a) Película Solar Flexível – (b) Suporte para Película – (c) Controlador**



**Figura 21 – (a) Módulo Solar com 36 células fotovoltaicas – (b) Painel com 2 Módulos – (c) Controlador**

Para monitoramento da irradiação solar incidente, velocidade dos ventos, umidade e temperatura, foi desenvolvida uma mini-estação meteorológica (figura 22).

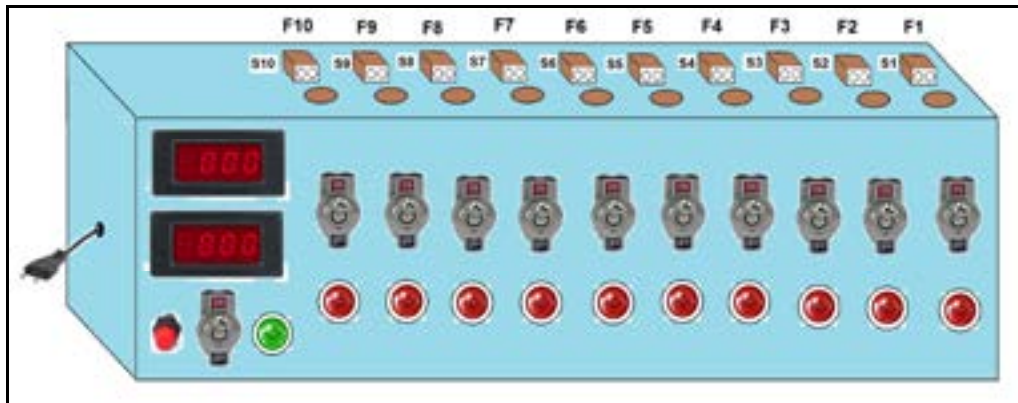


**Figura 22 – (a) Mini Estação Meteorológica – (b) Montada no telhado do Prédio Verde Anemômetro – (c) Painel de Controle**

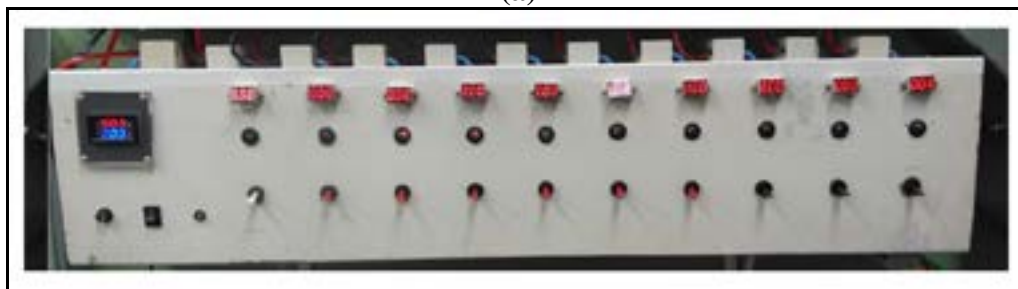
As fontes de Energias Renováveis citadas (Solar, Eólica e Biomassa), geram através dos seus respectivos controladores de carga, níveis de tensão de 48 V, os quais compreendem 4 baterias de 12 V em série. Assim, para controle da carga das baterias, foi desenvolvido um painel, conforme esquema da figura 23-a, no qual cada entrada está especificada como F1, F2, ... , F10. Basicamente o painel é constituído de contadoras, diodos de proteção, chaves liga / desliga, LED indicador e display mostrando tensão e corrente nas baterias (à esquerda na figura 23-a). Assim, quando se liga a chave identificada na entrada F1 o Aerogerador Horizontal de 1 kW é conectado as baterias, F2 conecta o Aerogerador Vertical, e assim por diante até F10 quando é conectado o gerador a Gás. A partir deste painel é possível monitorar cada fonte carregando as baterias separadamente e depois em conjunto. A figura 23-b mostra o painel montado.

- F1 – Aerogerador Horizontal 1 kW
- F2 – Aerogerador Vertical 1,5 kW
- F3 – Aerogerador Horizontal 2,5 kW

- F4 – Painel (10 Módulos de 250W cada)
- F5 – Painel (6 Módulos de 250W cada)
- F6 – Painel (6 Módulos de 250W cada)
- F7 – Tracker (Rastreador Solar)
- F8 – Películas Flexíveis
- F9 – Painel Desenvolvidos no Projeto (2 Módulos)
- F10 – Gerador a Combustão 6 kW



(a)



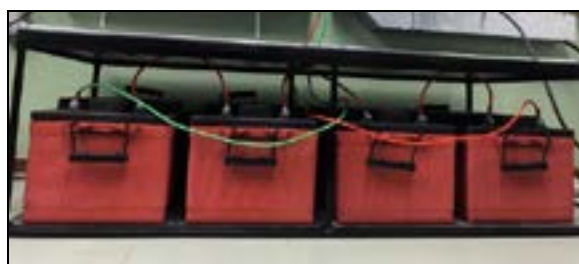
(b)

**Figura 23 – Painel de Controle do Sistema Híbrido – (a) Diagrama Esquemático – (b) Montado**

A figura 24-a mostra as 4 baterias estacionárias Df4001 marca Freedom com carga de 240 A em C100, e a figura 24-b mostra o banco de baterias instalado.



(a)



(b)

**Figura 24 – Baterias Estacionárias – (a) Df4001 marca Freedom 240 A – (b) Banco de Baterias Instalado**

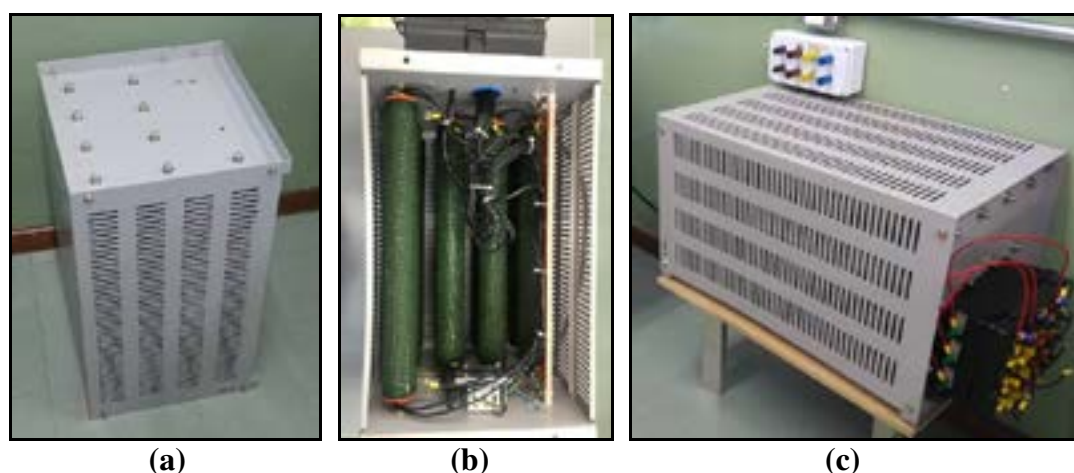
A saída do banco de baterias (figura 24) foi ligada a um inversor trifásico fabricado pela TECNOMASTER (figura 25-a), composto de três módulos de 2,5 kVA cada, totalizando uma potência total de 7,5 kVA. A figura 25-b mostra os três módulos instalados. O inversor trifásico é alimentado com 48 V e gera uma tensão alternada de 220 V com frequência de 60 Hz. Para os testes de carga, estes estão conectados a um



banco de carga resistivo de 7,5 kW para tensão de 220 V fabricado por OHMIC (figura 26-a), com 9 resistências de potência máxima de 1kW cada (figura 26-b), o que totaliza, dependendo do tipo de ligação, em uma potência máxima de 9 kW, contudo este é um valor limite o qual somente pode ser atingido por curtos períodos de tempo, para tensões maiores que 220 V. Salienta-se que, para otimização da potência desta carga, foram realizadas modificações, no qual, os terminais das resistências foram colocadas externamente, em bornes, conforme mostra a figura 26-c. Assim, a partir deste banco de carga resistiva, é possível testar cargas de 1 kW até 9 kW.



**Figura 25 – Inversor Trifásico – (a) Detalhe da Potência e Fabricante – (b) Instalado**

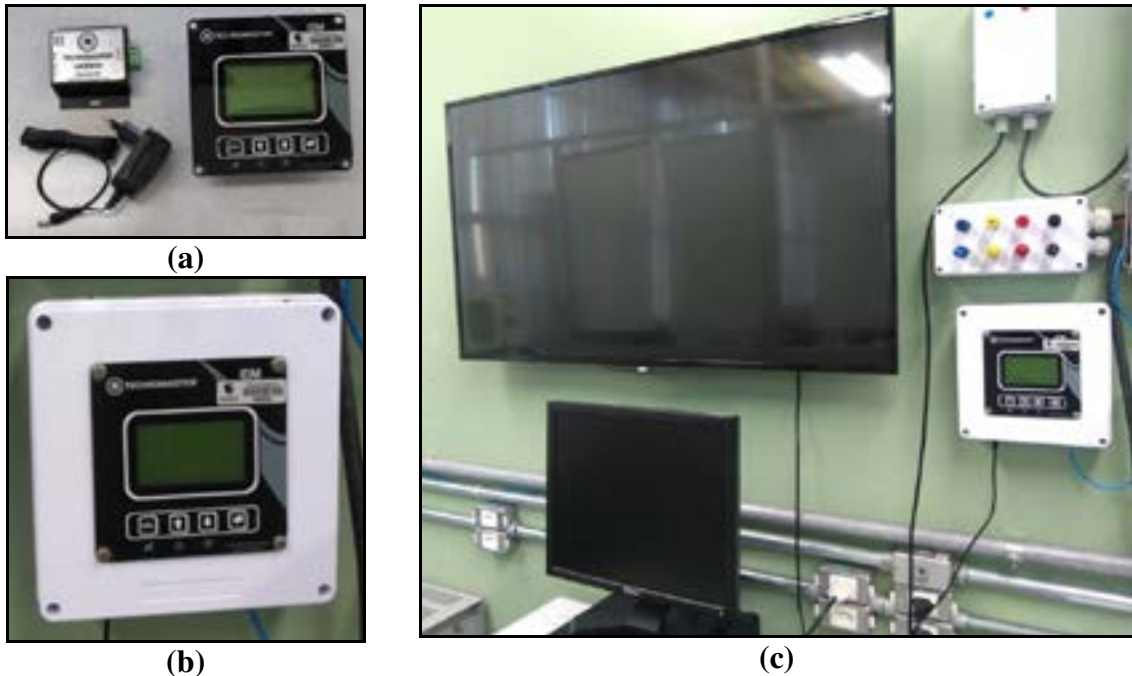


**Figura 26 – Banco de Cargas Resistivas – (a) Vista Externa – (b) Detalhe das Resistências Internas – (c) Com Borges para Conexões Externas**

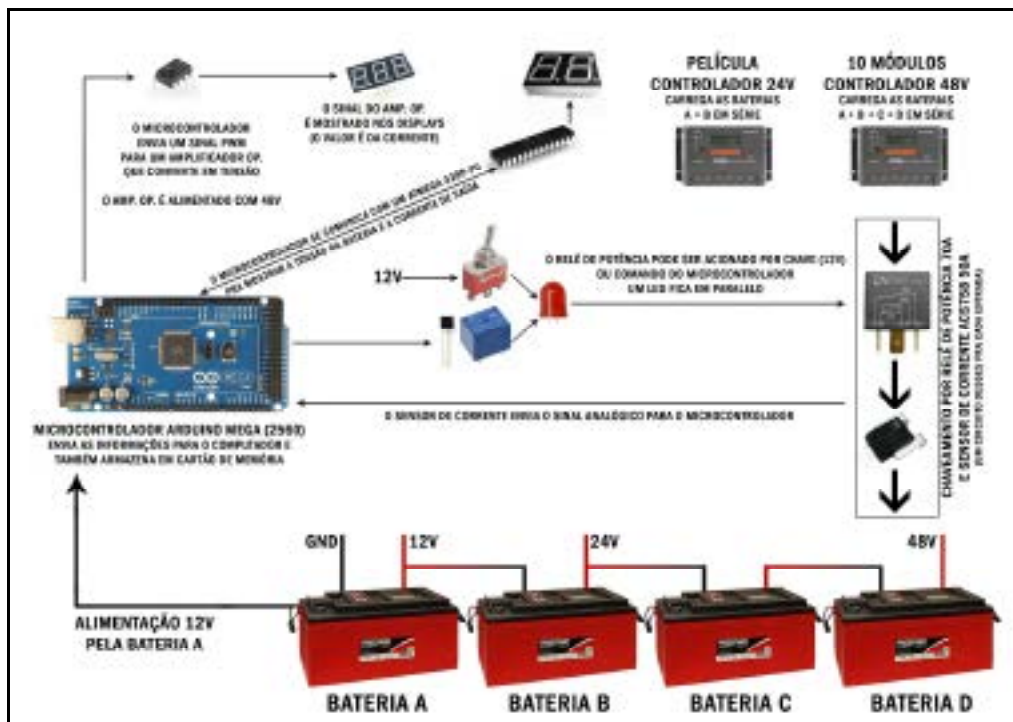
A monitoração das Potências de Saída de cada Módulo do Inversor Trifásico, é realizada por uma WebBox fabricada pela TECNOMASTER (figura 27-a). A figura 27-b mostra a WebBox montada em um gabinete e instalada na sala 309 do prédio verde, no qual pode-se observar que a mesma está conectada a um Computador e uma TV (figura 27-c). Nesta figura estão sendo realizados testes no qual foi conectada uma carga de 2,5 kW, a partir do Banco de Cargas Resistivas, com uma potência de 833 W por fase. Esta condição é atingida alimentando-se com 220 V, uma carga resistiva por fase.

O Sistema Híbrido proposto foi testado e provou ser possível alimentar uma carga contínua de 5 kW, contudo o gerador à combustão precisaria ser acionado quando aumentasse a demanda e não houvesse nem sol, nem vento, nem carga nas baterias. Assim, foi projetado um controlador integrado com microprocessador (diagrama esquemático na figura 27) em substituição ao painel manual de controle (figura 23), capaz de detectar tensão e corrente gerada em cada fonte e tensão das baterias. Desta

maneira, quando necessário, este enviaria um comando para ligar o gerador à combustão. Cita-se, portanto, que, além de fazer este controle de carga, a partir deste controlador é possível também monitorar (armazenar) as tensões e correntes geradas por todas as fontes. Cita-se também que este controlador, encontra-se em fase de montagem das placas dos circuitos elétricos e eletrônicos, e os resultados serão divulgados em trabalhos futuros.



**Figura 27 – Monitoração de Carga nos Inversores – (a) WebBox – (b) WebBox Montada e Instalada – (c) Testes de Carga em 2,5 kW**



**Figura 28 – Diagrama esquemático do Controlador Integrado**

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradem a Secretaria do Desenvolvimento Econômico, Ciência e Tecnologia do Estado do RS pela patrocínio e apoio neste projeto, ao CNPq, Capes, FINEP e FAPERGS.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1]. Ilustração: U.S. Army Corps of Engineers. / Wikimedia Commons. [adaptado]
- [2]. <http://www.itaipu.gov.br/sala-de-imprensa/perguntas-frequentes> – Acessado em 04/2017
- [3]. <http://brasilecola.uol.com.br/geografia/energia-termoeletrica.htm> – Acessado em 04/2017
- [4]. <https://gerenciaderiesgosyseguros.com/122/pt-pt/sinistralidade-em-turbinas-a-vapor-para-geracao-de-energia/> - Acessado em 04/2017
- [5]. <http://www.stemac.com.br/pt/produtos/Pages/grupos-geradores-gas-natural.aspx> - Acessado em 04/2017
- [6]. <http://www.movitrom.pt/areasolar/produtos/aerogeradores.html> - Acessado em 04/2017
- [7]. <http://termometroglobalcom.blogspot.com.br/2010/07/aerogeradores-verticais-vawt-alguns.html> - Acessado em 04/2017
- [8] <http://www.cresesb.cepel.br/content.php?cid=201> - Acessado em 04/2017
- [9]. RIO DE JANEIRO. João Tavares Pinho. Cepel – Cresesb (Org.). **Manual de Engenharia para Sistemas Fotovoltaicos**. Rio de Janeiro, 2014. 530 p.
- [10]. <http://www.solarpowerworldonline.com/2013/04/how-does-a-solar-tracker-work/> - Acessado em 04/2017
- [11]. <http://energiadeactivacion.blogspot.com.br/2015/05/optimizar-perdidas-en-parque-solares.html> - Acessado em 04/2017
- [12]. <http://energiahibrida.blogspot.com.br/> - Acessado em 04/2017



## **STUDY OF AN INTEGRATED CONTROLLER FOR MONITORING A HYBRID ENERGY GENERATION SYSTEM FROM RENEWABLE SOURCES (Solar, Wind and Biomass)**

**ABSTRACT:** This work aims to study, for further development, a Controller of a Hybrid System for Power Generation from Renewable Sources (Solar, Wind and Biomass). It is mentioned that Feevale University, in the Green Building, already has a Hybrid System composed by Wind Generators (Horizontal and Vertical), Solar Modules, Panels and Tracker and Biomethane Generator, all with controllers that generate 48 V, besides a power bank. Also 48 V batteries. Important to note that this system already has a controller that connects all these sources to the batteries, however this is manual. Thus, this project proposes a new controller capable of measuring the voltage and current of all sources and thus monitoring the charge being delivered to the batteries. In case if there is sun, the modules will be supplying the load, if there is wind the wind turbines will be supplying it and, if there is neither sun nor wind, the Combustion Generator should be activated.

**Keyword:** Hybrid System for Power Generation, Renewable Energy, Charge Controllers



# 39<sup>th</sup> SENAFOR

23<sup>rd</sup> International Forging Conference - Brazil

9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 9<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 6<sup>th</sup> BrDDR Congress

9<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2<sup>nd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## REDUÇÃO DE MASSA EM TRANSFORMADORES DE SUBESTAÇÃO MÓVEL UTILIZANDO CHAPAS CONFORMADAS

Fábio José Preczevski<sup>(1)</sup>  
Alexandre da Silva Rocha<sup>(2)</sup>

### Resumo

Com o crescimento das cidades e da população, a demanda por eletricidade se torna cada vez mais necessária. Nesse contexto, as concessionárias de energia precisam de equipamentos cada vez mais versáteis e adequados à demanda. Desta forma, as subestações móveis são equipamentos que aceleram o trabalho de manutenção e agilizam o fornecimento em caso de aumento da demanda por energia elétrica, suprimindo a necessidade da concessionária de energia elétrica. Um dos grandes desafios durante o projeto de uma subestação móvel é reduzir seu peso, o que requer uma estrutura mais leve, devido à sua logística de transporte. A alteração geométrica do tanque buscando redução de massa na substituição de projetos convencionais tem se mostrado uma alternativa interessante, e pode ser uma alternativa facilmente aplicável.

**Palavras chave** – subestação móvel, transformador de força, conformação, redução de massa.

### ABSTRACT

With the growth of cities and the population, the demand for electricity becomes more and more necessary. In this context, energy utilities need equipment that is increasingly versatile and suited to demand. In this way, mobile substations are equipment that accelerates maintenance work and expedites the supply in case of increased demand for electric energy, supplying the need of the electric utility. One of the major challenges during the design of a mobile substation is to reduce its weight, which requires a lighter structure due to its transport logistics. The geometric alteration of the tank seeking reduction of mass in the substitution of conventional projects has shown to be an interesting alternative, and can be an easily applicable alternative.

**Key words** — mobile substation, power transformer, conformation, mass reduction.

<sup>(1)</sup> Mestrando Engenharia Metalúrgica, PPE3M UFRGS, fabiopreczevski@hotmail.com;

<sup>(2)</sup> Doutor em Engenharia Metalúrgica, Professor de Engenharia da UFRGS, coordenador do LdTM da UFRGS, alexandre.rocha@ufrgs.br.

## 1. INTRODUÇÃO

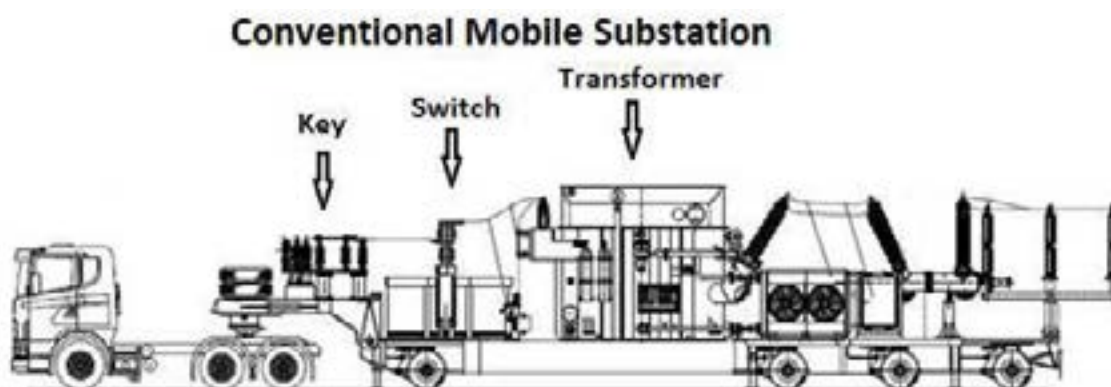
Para um país desenvolver no âmbito nacional e internacional é necessário o uso da energia, especialmente elétrica. O mercado de transformadores, geradores e toda a estrutura de produção de eletricidade precisa de inovação em equipamentos mais sofisticados. Desta forma, surgiu a necessidade de projetar-se subestações móveis para atender as demandas nacionais [1].

Neste equipamento, todo o conjunto é montado sobre de um semirreboque, com potência e classe de tensão apropriada para cada tipo de serviço ou demanda. A mobilidade dos equipamentos móveis é fundamental para que se possa manter o sistema ininterrupto o máximo de tempo possível, onde o transformador é o componente principal, e que tem maior massa.

O tanque do transformador é o invólucro que protege a parte ativa, é o recipiente onde o fluido isolante é armazenado, ele se divide em três partes: laterais, fundo e tampa. Para projetar o tanque do transformador o projetista deve calcular a espessura das chapas o mais otimizado possível, pois é de fundamental importância que o equipamento fique resistente e o mais leve possível sem deixar de levar em conta a especificação do cliente. O transformador tem grande valor agregado ao peso total do equipamento, com o transformador mais leve o equipamento ficará dentro das especificações de peso solicitadas pelo cliente [1].

O tanque do transformador de potência tem como principal finalidade abrigar a parte ativa do transformador juntamente com o óleo isolante. Geralmente este é construído com chapas de aço soldadas de modo a se obter uma figura geométrica retangular. O processo de soldagem é rigorosamente acompanhado para que se evite a possibilidade de problemas que possam comprometer o funcionamento do transformador no decorrer da sua vida útil. Há a necessidade de que o tanque seja totalmente estanque para evitar o contato do óleo isolante com contaminantes, como o ar e a umidade, bem como evitar vazamentos de óleo de refrigeração [2].

A subestação móvel é formada por um conjunto integrado de equipamentos que ficam definitivamente montados sobre um semirreboque (carreta) e conduzidos por um caminhão, conforme Figura 1. Dessa forma, permite atender às diversas situações onde necessita suprir alguma demanda específica.



**Figura 1:** Projeto de subestação móvel.

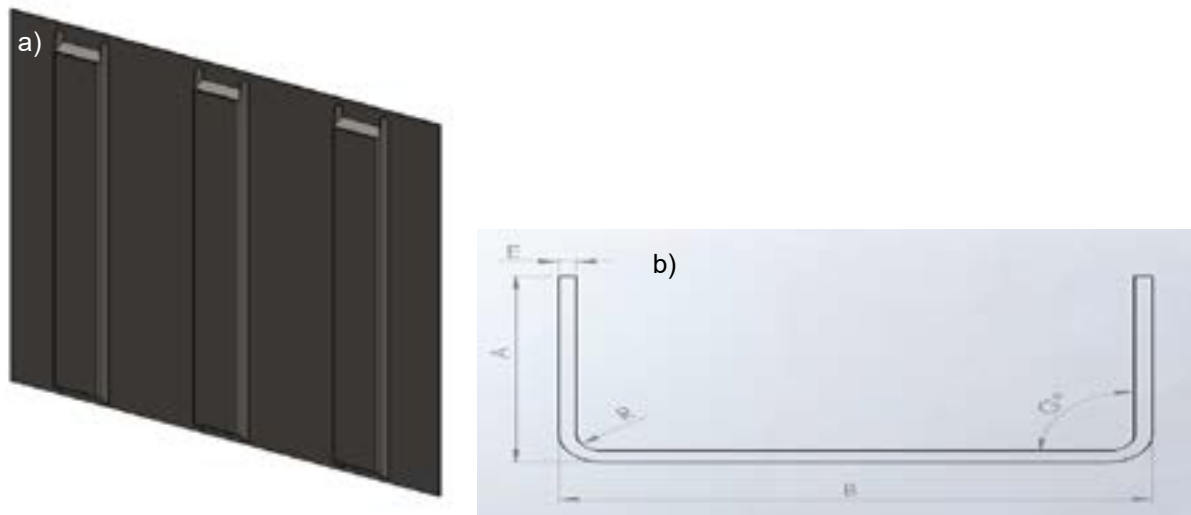
Sobre o semirreboque é montado o transformador de potência, cuja característica principal é a quantidade de ligações, permitindo a adaptação em diversas subestações ou pontos de demanda. Em uma subestação móvel todos os equipamentos de proteção e controle do transformador, tais como disjuntores, para-raios, chaves seccionadoras e outros acessórios que compõem a subestação são montados sobre o semirreboque. Esses equipamentos permanecem sobre o semirreboque ao longo de toda a sua vida útil [3].

O presente trabalho traz uma proposta de redução de massa do conjunto aplicada em uma indústria de transformadores, onde as laterais com reforços soldados do tanque foram substituídas por laterais dobradas, afim de buscar maior competitividade no mercado.



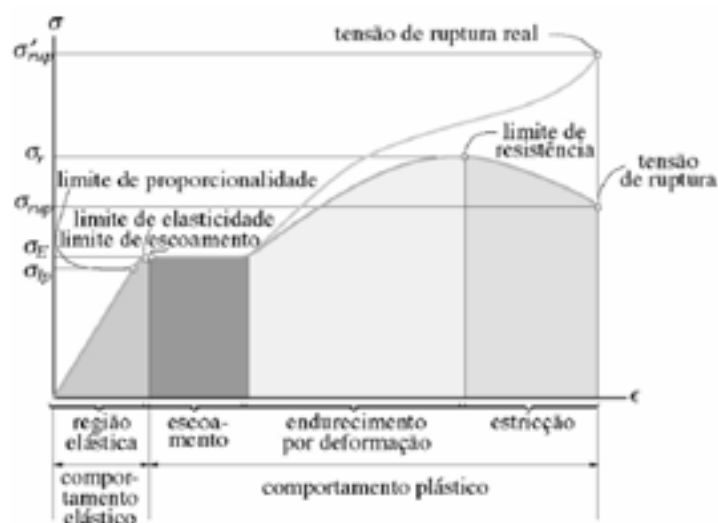
## 2. METODOLOGIA

O estudo consiste em analisar estruturalmente a lateral do tanque utilizada atualmente comparando com uma lateral conformada através de dobras. A lateral do tanque (Figura 2.a) consiste em uma chapa plana de aço (geralmente ASTM A36) com reforços em “perfil U” (Figura 2.b), do mesmo material, soldados no sentido vertical utilizada atualmente possui reforços soldados para que o tanque do transformador suporte 1 kg/cm<sup>2</sup> de pressão de vácuo.

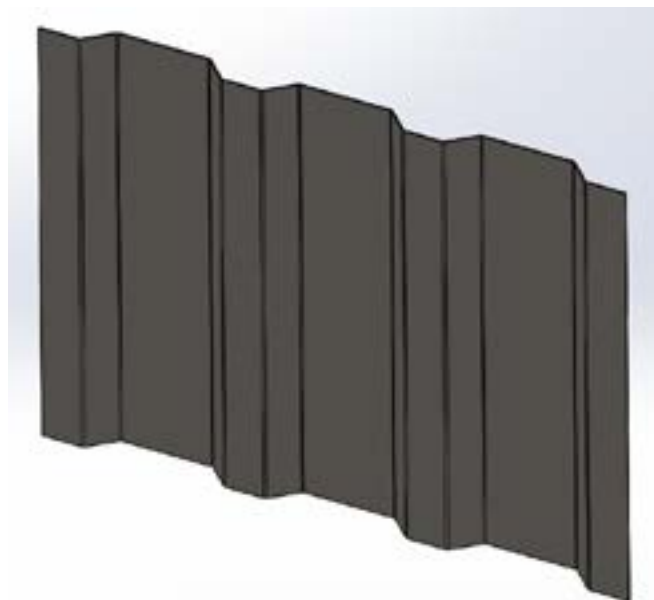


**Figura 2:** a) Lateral do tanque com reforços soldados; b) reforço em “perfil U”.

Estes reforços tem um peso considerável, então para serem substituídos, a lateral do transformador será dobrada. No dobramento de chapas ocorre a deformação por flexão. Quando a chapa é dobrada, sua superfície externa fica tracionada e a interna comprimida. Estas tensões aumentam a partir de uma linha interna neutra, chegando aos valores máximos nas superfícies externa e interna da chapa. Deste modo, uma parte das tensões atuantes na seção a ser dobrada estará abaixo do limite de escoamento e a outra supera tal limite, sendo assim a peça fica com uma deformação plástica permanente, conforme pode-se observar no diagrama de tensão deformação apresentado na Figura 3 [4].



**Figura 3:** Diagrama tensão deformação dos aços estruturais.



**Figura 4:** Proposta de lateral do tanque conformada através do processo de dobra.

Foram realizadas simulações com o *software SolidWorks SimulationXpress*, na qual foi escolhida a principal lateral utilizada em projetos de transformadores. Este tipo de lateral serve de subsídio para que se pudesse verificar a resistência da estrutura após a deformação da chapa devido à pressão de vácuo aplicada ao tanque. A pressão de vácuo é a que demonstra em laboratório o maior esforço a que um transformador pode ser submetido. Este tipo de esforço de ensaio apresenta-se como padrão para todos os fabricantes de transformadores [1].

### 3. RESULTADO E DISCUSSÃO

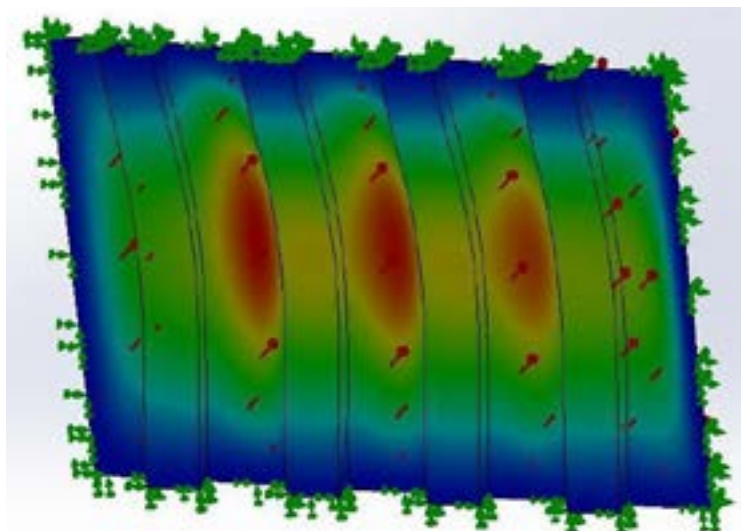
A lateral com reforços soldados simulada (Figura 5) possui o tamanho de 2870mm de largura por 2500 mm de altura, com espessura de 7,94 mm. O material utilizado para simulação é Aço ASTM A36. Com os reforços soldados a chapa plana, o peso da lateral é de 790 kg.

Através da simulação estrutural, verificou-se que a chapa com reforços resistiu a uma pressão de vácuo de 1kgf/cm<sup>2</sup> com uma deformação de 0,15mm no ponto mais crítico.

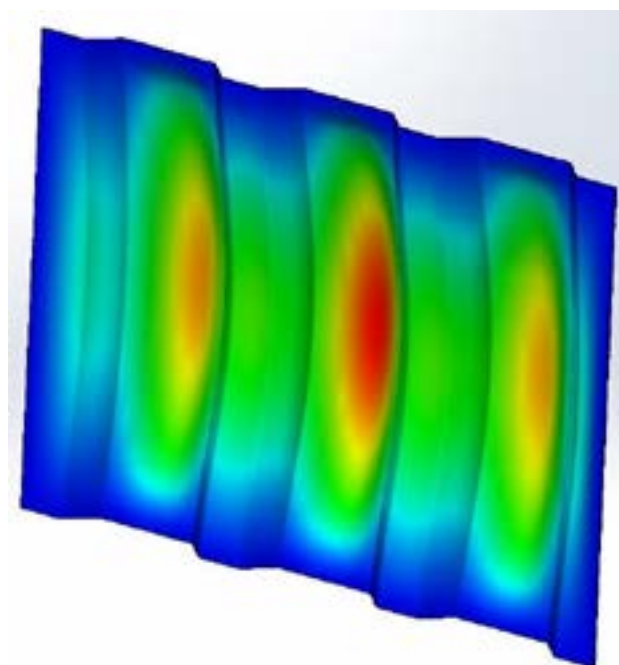
Para suportar a pressão de vácuo as dobras da chapa foram seguidos critérios de dobramento específicos onde as dimensões deverão ser rigorosamente seguidas sob o risco de a chapa não suportar e deformar, causando a deformação permanente no tanque do transformador.

Após serem realizados os cálculos de dobra, foi projetada uma lateral utilizando o mesmo material, também com a altura de 2500 mm e comprimento resultante após as dobras de 2870 mm. O peso desta lateral é de 495 kg e o resultado da simulação pode ser visto na Figura 6 .

Realizando a simulação desta lateral, foi verificado que a chapa dobrada resistiu a uma pressão de vácuo na ordem de 1kgf/cm<sup>2</sup> com uma deformação de 0,29mm no ponto mais crítico. Analisando as duas simulações, pode-se afirmar que ambas possuem resistência para a aplicação de vácuo no tanque do transformador. Quanto a deformação, a lateral dobrada tem uma diferença de 0,1 mm a mais que a lateral com reforços. Porém, isto pode ser considerado insignificante em relação ao tamanho da estrutura e a funcionalidade do transformador. Esta diferença não implica em problemas futuros, pois em testes práticos realizados durante anos na empresa, esta variação é praticamente imperceptível.



**Figura 5:** Simulação estrutural na lateral com reforços soldados.



**Figura 6:** Simulação estrutural na lateral com dobras.

Os dados obtidos pelas etapas de simulações indicam que a deformação máxima da chapa após processada é baixa, ou pode-se considerar como não representativo, visto que deformações destas magnitudes para peças com estas proporções representa o mínimo de risco para que ocorra a deformação plástica das laterais dos transformadores, comprometendo sua resistência.

Tendo como aprovada a resistência estrutural, pode-se analisar a diferença de peso entre as duas laterais. O resultado se mostrou bastante satisfatório, onde houve uma redução de 37% da massa da lateral. Para esta simulação, a redução foi de 295 kg.

Para laterais deste tamanho, pode-se adotar até 10mm como sendo sua deformação máxima tolerável, visto que a chapa, após aplicação de vácuo volta a sua forma normal, sem haver deformação plástica no material. Portanto, as laterais destes transformadores atendem tranquilamente os esforços realizados sobre si.

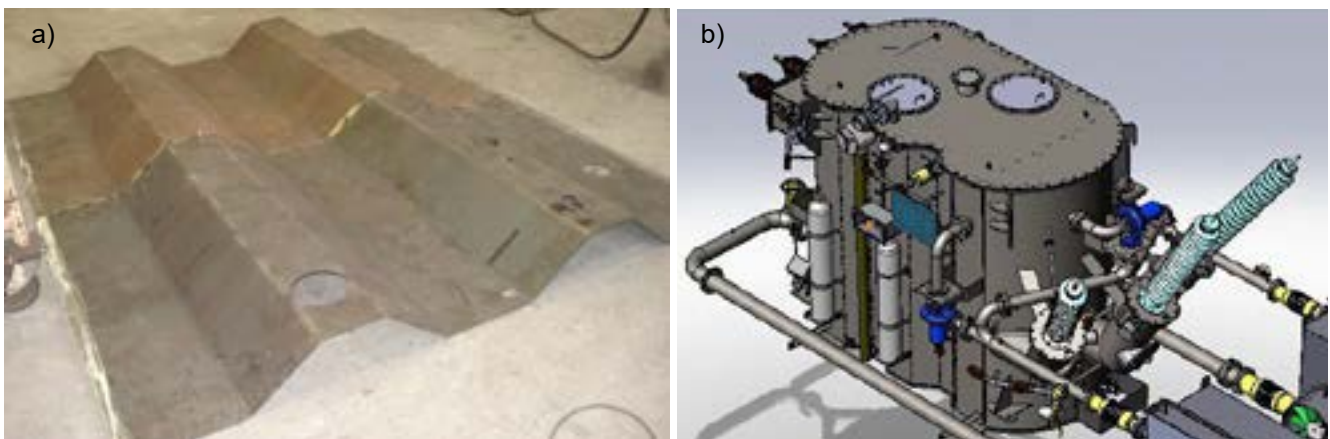
Foi observado nas simulações efetuadas que realizando as dobras nas chapas, para que se obtivesse o formato pretendido, além de ajudar expressivamente no aumento da sua resistência, diminui ainda consideravelmente o tamanho dos espaços planos. Na simulação efetuada somente nas



quinas das dobras realizadas nas chapas apresentou-se uma deformação considerada inexpressiva.

Mais um ponto importante é de que as dobras em laterais devem obedecer a um consenso por quem projeta a parte interna do transformador, ou seja, para que não ocorram problemas com os componentes da parte interna, como por exemplo, cabos, vergalhões, bobinas, entre outros componentes. Estes devem apresentar distâncias elétricas junto ao tanque do transformador, evitando ocasionar curtos-circuitos internos. Sendo assim, para que se obtenha o formato do tanque especial, assim como os que foram estudados, deve haver um ótimo entrosamento entre o projetista de tanques e o projetista interno.

Após as simulações mostrarem-se positivas, o método foi aplicado em um tanque de uma subestação móvel de uma indústria de transformadores de força localizada na cidade de Blumenau, Santa Catarina, Brasil. Por questões de sigilo industrial, não podem ser mencionados neste trabalho muitos dados a respeito do projeto, porém verificou-se neste projeto que houve uma redução de massa de 34% em relação aos projetos convencionais com reforços soldados nas laterais dos tanques. A Figura 7 mostra uma das laterais dobradas (a) e o projeto do tanque com esta lateral (b). Por questões construtivas e funcionais, somente uma das laterais foi projetada neste modelo. A Figura 8 mostra o transformador montado sob a subestação móvel, pronto para operação.



**Figura 7:** Aplicação do estudo, sendo: a) lateral dobrada e b) projeto do transformador.



**Figura 8:** Transformador montado sob subestação móvel.

#### 4. CONCLUSÃO

Quando os projetos de transformadores para subestações móveis, vários itens como limite de peso, largura da carreta, altura máxima, trafegabilidade entre outros devem ser verificados, o atendimento às especificações técnicas do cliente é primordial, as normas relacionadas aplicáveis, distâncias elétricas tanto na alta tensão quanto na baixa tensão, e determinados materiais que podem ser aplicados em sua construção, entre outros.

O projeto mecânico do transformador para subestação móvel é muito mais complexo que um projeto mecânico do transformador convencional e devido às limitações de peso e dimensões da carreta o torna uma máquina extremamente especial.

Portanto, quando da execução do projeto, são estudadas todas as possibilidades de diminuição em suas dimensões e conseqüentemente seu peso. Durante seu projeto sempre deve-se buscar diminuição da quantidade de chapas usadas e também a quantidade de óleo do transformador. Qualquer diminuição no peso do transformador é positiva, pois possibilita uma maior flexibilidade no projeto de toda a subestação móvel.

Este trabalho não teve como objetivo analisar a relação de custo benefício, mas somente de avaliar um método para a redução de massa. Sugere-se para estudos futuros realizar uma análise dos custos envolvidos. Presupõe-se que este projeto seja vantajoso economicamente, visto que a empresa que realizou a aplicação deste estudo, mostrado no item anterior (Figura 7), vem produzindo seus transformadores de subestações móveis com este conceito.

#### 5. REFERÊNCIAS

- [1] DE VASCONSELLOS, A.B.; DE CARVALHO, J.R.; DE CARVALHO, M.S.C.; SCHLISCHTING, M.W. Proposal for Development of a Fragmented Mobile Substation for Treatment of Seasonal Loads. 25<sup>th</sup> ICREPQ, 2015.
- [2] DA SILVA, J.R. Modelagem para Monitoramento Térmico de Transformadores em Operação e Avaliação do Envelhecimento em Função do Perfil de Carregamento. Diss. de Mestrado. Curso de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica, UFSC, 2005.
- [3] ZIMERMANN, E. Estudo Visando a Redução do Peso dos Transformadores Móveis com Foco na Conformação das Laterais do Tanque. Diss. de Mestrado. Curso de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica, FURB, 2011.
- [4] BEER, F. P. Resistência dos Materiais. Terceira Edição. São Paulo: Makron Books, 1995.