



# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021

## ANAIS

PROCEEDINGS

EVENTO ONLINE



---

---

---

---

---

---

---

**24ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil**  
24<sup>th</sup> International Forging Conference

**23ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas**  
**10ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas**  
**7º Congresso do BrDDR**  
23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference  
10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference  
7<sup>th</sup> BrDDR Congress

**3ª Conferência Internacional em Engenharia de Superfícies**  
3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

**10ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis**  
10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

## APRESENTAÇÃO

A pandemia, que obrigou a uma mudança radical no formato do SENAFOR, mostrou-se também ser positiva ao nos indicar novas formas de compartilhamento de ideias, permitindo manter as portas abertas para prosseguirmos com nossos encontros anuais.

Essa experiência, um verdadeiro marco histórico, também confirmou a representatividade do tema principal do SENAFOR:

INOVAÇÃO, PRODUTIVIDADE e EFICIÊNCIA ENERGÉTICA.

A Comissão Organizadora decidiu que, a partir desta edição, os anais passam a ser online, disponíveis para acesso e download aos participantes nas áreas agregadas, mediante login e senha.

O 40º SENAFOR, nesta primeira edição totalmente online, abrigou as seguintes conferências:

- **24ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil**
- **23ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 10ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 7º Congresso do BrDDR**
- **10ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis**
- **3ª Conferência Internacional em Engenharia de Superfícies na Conformação de Materiais**

Cumpramos destacar o apoio financeiro do CNPq - Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico, e da FAPERGS – Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do RS, além do apoio institucional de importantes entidades e empresas do segmento automotivo, metal-mecânico e correlatos.

Estes Anais apresentam, na íntegra, os textos das palestras e trabalhos técnicos proferidos durante as transmissões online e acreditamos que a sua leitura será de grande interesse e proveito para todos os que atuam nessas áreas.

Prof. Dr. Eng. Lirio Schaeffer  
Coordenador-Geral do SENAFOR  
SENAFOR 2021



# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021

## ANAIS

PROCEEDINGS

**24ª Conferência Internacional  
de Forjamento – Brasil**

24<sup>th</sup> International Forging Conference

**23ª Conferência Nacional de  
Conformação de Chapas  
10ª Conferência Internacional de  
Conformação de Chapas  
7º Congresso do BrDDR**

23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference  
10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference  
7<sup>th</sup> BrDDR Congress

**3ª Conferência Internacional em  
Engenharia de Superfícies**

3<sup>rd</sup> International Conference on Surface  
Engineering in Material Forming

**10ª Conferência Internacional de Materiais  
e Processos para Energias Renováveis**

10<sup>th</sup> International Conference on Materials  
and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Editado por / *Edited by*

Prof. Dr. Eng. Lirio Schaeffer (CBCM / LDTM – UFRGS).

Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha (CBCM / LDTM – UFRGS).

Prof. Dr. Eng. Alberto Moreira Guerreiro Brito (CBCM / LDTM – UFRGS).

Prof. Dr. Eng. João Henrique Corrêa de Souza (FURG)

Prof. Dra. Eng. Natalia de Freitas Daudt (PGMEC / UFSM)

**2021**

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.

*The texts of these proceedings were printed according to the original sent by the authors.*

*All rights on the contents belong to the editors.*

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

24ª Conferência Internacional  
de Forjamento – Brasil  
24<sup>th</sup> International Forging Conference

23ª Conferência Nacional de  
Conformação de Chapas  
10ª Conferência Internacional de  
Conformação de Chapas  
7º Congresso do BrDDRg  
23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference  
10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference  
7<sup>th</sup> BrDDRg Congress

3ª Conferência Internacional em  
Engenharia de Superfícies  
3<sup>rd</sup> International Conference on Surface  
Engineering in Material Forming

10ª Conferência Internacional de Materiais  
e Processos para Energias Renováveis  
10<sup>th</sup> International Conference on Materials  
and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

## PROMOÇÃO / PROMOTION

- Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS
- Centro de Tecnologia – CT
- Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica – CBCM
- Laboratório de Transformação Mecânica - LdTM
- Grupo Brasileiro de Pesquisas em Conformação de Chapas (Brazilian Deep Drawing Research Group)
- Fundação Luiz Englert
- Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Maria –
- PGMEC / UFSM







# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021

## ANAIS

PROCEEDINGS

24ª Conferência Internacional  
de Forjamento – Brasil

24<sup>th</sup> International Forging Conference

23ª Conferência Nacional de  
Conformação de Chapas  
10ª Conferência Internacional de  
Conformação de Chapas  
7º Congresso do BrDDR

23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference  
10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference  
7<sup>th</sup> BrDDR Congress

3ª Conferência Internacional em  
Engenharia de Superfícies

3<sup>rd</sup> International Conference on Surface  
Engineering in Material Forming

10ª Conferência Internacional de Materiais  
e Processos para Energias Renováveis

10<sup>th</sup> International Conference on Materials  
and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

### APOIO / SUPPORT



### APOIO INSTITUCIONAL / INSTITUCIONAL SUPPORT



**24ª Conferência Internacional  
de Forjamento – Brasil**  
24<sup>th</sup> International Forging Conference

**23ª Conferência Nacional de  
Conformação de Chapas**  
**10ª Conferência Internacional de  
Conformação de Chapas**  
**7º Congresso do BrDDRG**  
23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference  
10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference  
7<sup>th</sup> BrDDRG Congress

**3ª Conferência Internacional em  
Engenharia de Superfícies**  
3<sup>rd</sup> International Conference on Surface  
Engineering in Material Forming

**10ª Conferência Internacional de Materiais  
e Processos para Energias Renováveis**  
10<sup>th</sup> International Conference on Materials  
and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

## COORDENAÇÕES

### FORJAMENTO:

Prof. Dr. Eng. Lirio Schaeffer (UFRGS)  
Prof. Dr. Eng. Alberto Moreira Guerreiro Brito (UFRGS)

### CONFORMAÇÃO DE CHAPAS/BrDDRG:

Prof. Dr. Eng. Alberto Moreira Guerreiro Brito (UFRGS)  
Prof. Dr. Eng. João Henrique Corrêa de Souza (FURG)

### ENERGIAS RENOVÁVEIS - RENOMAT

Prof. Dra. Eng. Natalia de Freitas Daudt (UFSM)

### ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES - ICOSEMF

Prof. Dr. Eng. Alexandre da Silva Rocha (UFRGS)

## CONTATO / CONTACT

**Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica (CBCM) /  
Metalforming Innovation Center**

**Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) / Metalforming Laboratory**  
**Universidade Federal do Rio Grande do Sul UFRGS**

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@senafor.net](mailto:senafor@senafor.net) / [senafor@terra.com.br](mailto:senafor@terra.com.br)  
Telefone/WhatsApp: +55 (51) 99981-2841

**24ª Conferência Internacional  
de Forjamento – Brasil**  
24<sup>th</sup> International Forging Conference

**23ª Conferência Nacional de  
Conformação de Chapas**  
**10ª Conferência Internacional de  
Conformação de Chapas**  
**7º Congresso do BrDDRG**  
23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference  
10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference  
7<sup>th</sup> BrDDRG Congress

**3ª Conferência Internacional em  
Engenharia de Superfícies**  
3<sup>rd</sup> International Conference on Surface  
Engineering in Material Forming

**10ª Conferência Internacional de Materiais  
e Processos para Energias Renováveis**  
10<sup>th</sup> International Conference on Materials  
and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

## **SESSÃO DE ABERTURA DO 40° SENAFOR** **OPENING SESSION**

### **HOMENAGEM ESPECIAL**

Special Tribute  
*GERDAU Aços Especiais*

### **GERDAU 120 ANOS - TECNOLOGIA EM AÇOS ESPECIAIS**

*Christian Correa dos Santos (Gerente Geral de Tecnologia de Aços Especiais, GERDAU)*

### **POLITICAS DE CIÊNCIA, TECNOLOGIA E INOVAÇÃO**

*Eduardo Soriano Lousada (Diretor de Tecnologias Aplicadas do MCTIC)*

### **ASPECTOS DA IMPORTAÇÃO DE BENS DE CAPITAL NO BRASIL**

*Ennio Crispino (Presidente da Associação Brasileira de Importação de Equipamentos Industriais – ABIMEI)*

*Projetos e Programas Prioritários Rota2030 Embrapii: Visão Atual e Futura*

*Fernando Ferreira Fernandez (Pesquisador Sênior. EMBRAPII)*

### **COMUNICADO**

*Lirio Schaeffer (CBCM/UFRGS)*

### **NOVA UNIDADE EMBRAPII NA UFRGS PARA ATENDER A CADEIA AUTOMOTIVA E MOBILIDADE: SIMOB**

*Alexandre da Silva Rocha (LdTM/UFRGS)*



# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021

24ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

24<sup>rd</sup> International Forging Conference

## PREFÁCIO

Há muitos anos a indústria brasileira de forjarias tenta aumentar sua participação no fornecimento de peças para os principais mercados internacionais. Para que isso possa ser realizado com a rapidez exigida pela sociedade atual, é necessário o emprego de maior tecnologia envolvendo materiais, processos, produtos e questões ambientais, sociais e de governança corporativa.

O grande consumidor de produtos forjados sempre foi a indústria automotiva. Com o advento da mobilidade elétrica, a indústria automotiva está passando por um momento disruptivo e sua cadeia de fornecedores, inclusive as forjarias, terá que se adaptar a isso. Essa adaptação somente será possível com o emprego maciço de tecnologia, envolvendo os conceitos da Indústria 4.0, tais como, *internet of things, machine learning, digital twins, big data, artificial intelligence, production digitization* e *clean manufacture*, tudo isso integrado de forma online desde o projeto do produto até a entrega ao consumidor final.

A 24ª Conferência Internacional de Forjamento, inserida no 40° SENAFOR, foi realizada este ano, pela primeira vez de forma *online* devido a pandemia de Covid-19. Mesmo *online*, a conferência manteve a tradição de trazer ao seu público informações sobre as mais novas tecnologias na área de forjamento, sem descuidar da apresentação de casos envolvendo melhorias em processos tradicionais.

Nestes anais estão registrados trabalhos apresentados durante a conferência que contou, na sua abertura com palestrantes dos setores público e privado, importantes no setor de fomento à inovação no Brasil (MCTI, EMBRAPPII, ABIMEI e GERDAU).

Os trabalhos técnicos apresentados envolveram tópicos como: o desenvolvimento de aços de alta resistência visando a redução de peso de peças forjadas, otimização e aumento da vida útil de matrizes, aplicação dos

conceitos da Indústria 4.0 às forjarias, desenvolvimento de processos para fabricação de componentes destinados a mobilidade elétrica, aumento da produtividade através da redução de desperdícios, redução de custos, etc.

Também de forma *online* foi realizada a tradicional exposição de produtos e processos ao forjamento, através da montagem de estandes virtuais.

Porto Alegre, outubro de 2021.

Dr. Eng. Alberto Moreira Guerreiro Brito



# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021

24ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

24<sup>rd</sup> International Forging Conference

## **PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS** **LECTURES & TECHNICAL PAPERS**

FORJAMENTO 1

### **THE LIGHTWEIGHT FORGING INITIATIVE – A SUCCESS STORY IN FOUR CHAPTERS**

*Hans-Willi Raedt (prosimalys GmbH, Bad Woerishofen, Germany)*

FORJAMENTO 2

### **SELEÇÃO DE AÇOS ESPECIAIS E TRATAMENTOS TÉRMICOS PARA FERRAMENTAS DE FORJAMENTO**

Selection of special steels and heat treatments for forging tools

*André Slaviero (Böhler-Uddeholm do Brasil Ltda - Caxias do Sul - RS)*

FORJAMENTO 3

### **EFEITO DE TRATAMENTOS DE ESFEROIDIZAÇÃO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO DIN 34CRMO4**

Effect of spheroidization treatments on the mechanical properties of a DIN 34CrMo4 steel

*Guilherme Z. Perin e Carlos Augusto Silva de Oliveira (Universidade Federal de Santa Catarina - Florianópolis - SC)*

FORJAMENTO 4

### **POR QUE OCORREM FALHAS NAS FERRAMENTAS DE FORJAMENTO A FRIO?**

Why cold forming tools fail?

*João Batista Graef (Southwind International, São Paulo, SP)*

FORJAMENTO 5

### **NOVOS MÉTODOS PARA FORNECER SUPORTE DE ENGENHARIA PARA AS FORJARIAS DURANTE A PANDEMIA**

New Methods to provide Engineering Support during Pandemic

*Gerhard H. Arfmann, Michael Twickler (CPM GmbH, Herzogenrath, Deutschland)*

FORJAMENTO 6

### **FORJAMENTO A FRIO EM AÇOS ENDURECIDOS TERMICAMENTE**

Cold Forging in Thermally hardened steels

*Tiago N. Chalinski (UNISINOS); Luis Roberto Coutinho Manhães, Roger Freitas e Gustavo Meneghello (VIEMAR); Fabiano da Silva Brites (UNISINOS); Alisson S. Duarte (UFMG).*

FORJAMENTO 7

### **NOVAS ABORDAGENS NA DIGITALIZAÇÃO DOS PROCESSOS DE FORJAMENTO**

New digitalization approaches in forging technologies

*Mathias Liewald, Tahsin Deliktas, C. Karadogan e T. Amann (IFU Stuttgart, Alemanha)*



# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021

**24ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil**

**24<sup>rd</sup> International Forging Conference**

FORJAMENTO 8

## **AUMENTO DE PRODUTIVIDADE EM PROCESSOS DE FORJAMENTO ATRAVÉS DA REDUÇÃO DE DESPÉRDÍCIOS**

Increase productivity in forging processes through the techniques of reducing waste

*Leonardo Pitrez Guinsburg, Lirio Schaeffer, Emerson Primaz, Guilherme Oliveira Goulart e Juliano Souza da Silva (UFRGS)*

FORJAMENTO 9

## **AQUECIMENTO DE MATRIZES DE FORJA UTILIZANDO QUEIMADORES “INFRA RED” A GÁS DE DUPLA FACE**

Heating of forge dies using double-sided “Infra red” gas burners

*Jorge Weiss (Gas Service Equipamentos Industriais - Canoas, RS)*

FORJAMENTO 10

## **QUANTIFICAÇÃO DO EFEITO DA DEFORMAÇÃO A QUENTE NA CINÉTICA DE TRANSFORMAÇÕES DE FASES EM UM AÇO MARAGING C300 COM ALTO TEOR DE TITÂNIO**

Quantification of the effect of hot deformation on the kinetics of phase transformations in a C300 maraging steel with high titanium content

*Ricardo V. de Melo e Carlos Augusto Silva de Oliveira (UFSC – Florianópolis, SC)*

FORJAMENTO 11

## **DESENVOLVIMENTOS DE FERRAMENTAS DE METAL DURO POR PROCESSOS DE MANUFATURA ADITIVA (IMPRESSÃO 3D) DEVELOPMENT OF CEMENTED CARBIDES TOOLING USING ADDITIVE MANUFACTURE (3D PRINTING)**

*Gilmar Batalha e Fábio Miranda (USP - São Paulo, SP)*

FORJAMENTO 12

## **PRODUÇÃO DE BARRAMENTOS HÍBRIDOS POR FIXAÇÃO E UNIÃO POR DEFORMAÇÃO PLÁSTICA**

Producing Hybrid Busbars by Fastening and Joining by Forming

*Rui FV Sampaio, João PM Pragana, Carlos MA Silva, Paulo AF Martins (IDMEC, Instituto Superior Técnico, Universidade de Lisboa); Ivo MF Bragança (CIMOSM, Instituto Superior de Engenharia de Lisboa, Instituto Politécnico de Lisboa) e Chris V Nielsen (Department of Mechanical Engineering, Technical University of Denmark)*

FORJAMENTO 13

## **MODELAGEM DE CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO DE UM AÇO INOXIDÁVEL BIFÁSICO UTILIZANDO INTELIGÊNCIA ARTIFICIAL**

Modeling of plastic flow curves using artificial intelligence

*Leones Contini Junior e Oscar Balancin (Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de São Carlos - São Paulo, SP)*





# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021

**24ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil**

**24<sup>rd</sup> International Forging Conference**

FORJAMENTO14

## **DESEMPENHO DO AÇO 22MnB5 COMO MÁSCARA DE PROTEÇÃO SUPERFICIAL SOB CONDIÇÕES SEVERAS DE FORJAMENTO**

22MnB5 performance as surface protection mask under harsh forging conditions and its wear insight

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

FORJAMENTO 15

## **LAMINAÇÃO TRANSVERSAL POR ROLOS DE CUNHO CRUZADO (CROSS WEDGE ROLLING)**

*Juliano de Souza da Silva, Lirio Schaeffer, Emerson Primaz, Guilherme O. Goulart e Leonardo P. Guinsburg (PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS)*

FORJAMENTO16

## **RIGIDEZ DE PRENSA DE TORNILLO. DETERMINACIÓN EXPERIMENTAL A SU APLICACIÓN EN SIMULACIONES DE FORJADO CON PRECISIÓN MEJORADA**

Stiffness of screw press. Experimental determination to its application in forging simulations with improved accuracy

*Nazareno Antunez, Alejandro Simoncelli, Germán Abate, Daniela Perez, Vitaliy Martynenko, Antonio Sánchez Egea, Daniel Martinez Kraemer (Instituto Nacional de Tecnología Industrial (INTI) – Buenos Aires, Argentina)*

FORJAMENTO17

## **SIMULAÇÃO NUMÉRICA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE UM EIXO FORJADO EM MATRIZ ABERTA.**

Heat treatment numerical simulation of an open die forged shaft

*Renato S. Coutinho, Pedro Perdigão e Taíse Azevedo (AÇOFORJA Industria de Forjados, Santa Luzia, MG)*

FORJAMENTO 18

## **OPERAÇÃO DO FORJAMENTO EM MATRIZ ABERTA POR CONTROLE EM LOOP BASEADO EM MODELOS RÁPIDOS E OTIMIZAÇÃO DE PROCESSOS**

Operator in the Loop Control of Open-die Forging Based on Fast Models and Process Optimization

*Fridtjof Rudolph, Niklas Reinisch e Gerhard Hirt (IBF - Institut für Bildsame Formgebung - RWTH Aachen University)*

FORJAMENTO19

## **APLICAÇÃO DO CONCEITO DE COBERTURA DA MATRIZ PARA REDUZIR O DESGASTE NO PROCESSO DE FORJAMENTO DE MÚLTIPLOS ESTÁGIOS DE MATRIZ FECHADA**

Application of Die Cover concept to reduce wear in closed-die multi stage forging process  
*Diego Rafael Alba, Thomas Gomes dos Santos, André Rosiak e Lirio Schaeffer (UFRGS. Porto Alegre-RS), Yingyan Yu (IBF/RWTH-Aachen / Germany)*



# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021

**24ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil**

**24<sup>rd</sup> International Forging Conference**

FORJAMENTO 20

## **ESTUDO DO IMPACTO DE TÊMPERA SIMULTÂNEA AO PROCESSO DE CONFORMAÇÃO DE PEÇAS DA LIGA DE ALUMÍNIO ABNT 6061**

Process Development for Aluminum Alloy 6061: Simultaneous Hot and Temperating Conformation

*Guilherme Oliveira Goulart, Lirio Schaeffer, Emerson Primaz, Juliano Souza da Silva e Leonardo Pitrez Guinsburg (UFRGS)*

FORJAMENTO 21

## **QUANTIFICAÇÃO DE CONSTITUINTES M-A ATRAVÉS DE METALOGRAFIA COLORIDA EM AÇO BAINÍTICO LIVRE DE CARBONETOS**

Quantification of M-A constituents by colored metallography on carbide-free bainitic steel

*Matheus Alves da Silva, Diego Rodolfo Simões de Lima e Mario Wolfart Júnior (IFC –Campus Luzerna, SP); Alexandre da Silva Rocha e Cristiano José Turra (UFRGS)*

FORJAMENTO 22

## **PROJETO E FABRICAÇÃO DE UM FORNO A GÁS PARA FORJAMENTO DE FACAS ARTESANAIS**

Design and built a gas forge for handmade knife.

*Jackson Michels Fontanela, Alexandre Milanez, Fabio Peruch, Luiz Carlos de Cesaro Cavaler Associação Beneficente da Indústria Carbonífera de Santa Catarina)*



# EFEITO DE TRATAMENTOS DE ESFEROIDIZAÇÃO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO DIN 34CrMo4

Guilherme Zulian Perin <sup>(1)</sup>

Carlos Augusto Silva de Oliveira <sup>(2)</sup>

## ABSTRACT

This work studied the effect of two different pearlitic microstructures, fine and coarse, treated in different annealing cycles for spheroidization, in a DIN 34CrMo4 steel in preforms produced from cooling after hot forging. The results showed that the initial microstructure, as well as the type of treatment cycle, have a great influence on the mechanical properties and spheroidization kinetics of steel. The fine pearlitic samples showed the highest spheroidization kinetics for both subcritical and intercritical cycles, but their hardness and yield stress values only became similar to the spheroidized coarse pearlite after the longest cycles. The intercritical cycles showed higher spheroidization kinetics and lower hardness values than the subcritical cycles. Spheroidized coarse pearlite elongation was higher than fine pearlite for all heat treatments. The effect of the treatment time reduced the values of hardness and yield stress and increase elongation for all microstructures and types of annealing.

**Key words** — effect of previous microstructures, spheroidizing annealing, mechanical properties, DIN 34CrMo4 steel.

## RESUMO

Este trabalho estudou o efeito de duas microestruturas perlíticas diferentes, fina e grosseira, tratadas em diferentes ciclos de recozimento para esferoidização, de um aço DIN 34CrMo4 em pré-formas produzidas por resfriamento após forjamento a quente. Os resultados mostraram que a microestrutura inicial, assim como o ciclo de tratamento, tem grande influência nas propriedades mecânicas e na cinética de esferoidização do aço. As amostras perlíticas finas apresentaram a maior cinética de esferoidização para os ciclos subcríticos e intercríticos, mas seus valores de dureza e tensão de escoamento só se tornaram semelhantes aos da perlita grosseira esferoidizada após os ciclos mais longos. Os ciclos intercríticos apresentaram maior cinética de esferoidização e menores valores de dureza que os ciclos subcríticos. O alongamento da perlita grosseira esferoidizada foi maior do que a da perlita fina para todos os tratamentos térmicos. O aumento do tempo de tratamento reduziu os valores de dureza e tensão de escoamento e aumentou o alongamento para todas as microestruturas e tipos de recozimento.

**Palavras Chave** — efeito das microestruturas prévias, recozimento de esferoidização, propriedades mecânicas, aço DIN 34CrMo4.

<sup>(1)</sup> Engenheiro de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), Brasil. guilhermezperin@yahoo.com.br

<sup>(2)</sup> Prof. DSc.; Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil. carlos.a@ufsc.br

## 1. INTRODUÇÃO

A indústria metalúrgica possui em seus fluxos produtivos operações de forjamento, seja a quente ou a frio e tratamentos térmicos de esferoidização da cementita para aumento da ductilidade de aços. A avaliação destes fluxos sempre foi objeto de estudo de diversas áreas, como metalurgia, manufatura enxuta, engenharia de processos, entre outros. Há operações que podem ser adicionadas ou removidas nestes fluxos para aumento da eficiência dos processos produtivos. Este aumento pode ocorrer pela eliminação de operações que são realizadas sem adição de valor ao processo ou adição de operações que trarão maiores benefícios nas etapas seguintes, como maior ductilidade e/ou redução do tempo de tratamento térmico ou ainda melhora nas propriedades mecânicas.

Os tratamentos térmicos de recozimento para esferoidização tem o objetivo de reduzir a dureza e a resistência mecânica e aumentar a ductilidade, através da esferoidização dos carbonetos presentes na microestrutura. Esta microestrutura é a mais adequada para o forjamento a frio e usinagem de aços de médio e alto carbono. Os ciclos térmicos de esferoidização (ou coalescimento) utilizam longos períodos de tempo, o que torna necessário identificar meios de acelerar a cinética de esferoidização dos carbonetos e reduzir o tempo empregado nestes tratamentos. Entre as alternativas para acelerar a cinética de esferoidização, há a deformação a frio, uso de microestruturas metaestáveis anteriores ao recozimento e diferentes ciclos térmicos.

Desta forma, foram realizados experimentos com variações no meio de resfriamento após o forjamento a quente de blanques que posteriormente sofreriam um recozimento de esferoidização e um forjamento a frio para se obter a geometria final do componente. A variação dos meios de resfriamento permitiu a obtenção de diferentes microestruturas prévias ao recozimento. Outro aspecto importante em relação as propriedades mecânicas e a cinética de esferoidização é o recozimento em si. Desta forma foram estudados dois ciclos de recozimento para esferoidização. Um com patamar de encharque único e subcrítico e outro com patamar inicial intercrítico seguido de um patamar subcrítico. Foram também estudados 6 tempos diferentes de tratamento. Portanto, este trabalho estudou o efeito das microestruturas prévias ao recozimento, ferríticas-perlíticas, fina e grosseira, dos ciclos e tempos de recozimento na cinética de esferoidização e nas propriedades mecânicas de um aço DIN 34CrMo4.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

A avaliação do efeito das diferentes microestruturas prévias ao recozimento, dos diferentes tratamentos de esferoidização e as suas interações, foi feita através de um projeto de experimento (DOE) desenvolvido em três etapas. Foi utilizado o aço DIN 34CrMo4 devido à alta demanda da indústria de fixadores por aços que atendam a classe de resistência 12.9 após tratamento de têmpera e revenimento, usados em porcas de arruela móvel de ônibus e caminhões. A disponibilidade de matéria-prima e o complexo fluxo de produção motivaram a seleção deste aço e desta geometria de componente para as amostras deste trabalho. As amostras iniciais foram obtidas de blanques (pré-formas) de arruelas de aço DIN 34CrMo4 que foram forjadas a quente e resfriadas em diferentes meios para obtenção das microestruturas desejadas. Amostras resfriadas com ventilação forçada ou normalização geraram perlita fina e ferrita e as resfriadas lentamente dentro de uma caixa após o forjamento a quente junto com as demais arruelas dos lotes de produção geraram perlita grosseira e ferrita.

Após o resfriamento foram realizados os tratamentos térmicos de recozimento de esferoidização. Nas amostras obtidas por este processamento foram retirados corpos de prova para a realização dos ensaios. Foram feitos ensaios metalográficos (microscopia ótica e eletrônica de varredura), de compressão e de dureza. A tabela 1 apresenta os fatores com os seus correspondentes níveis, além das variáveis resposta. Os fatores são as três variáveis de estudo, Microestrutura Prévia, Tipo e Tempo de Recozimento e as Variáveis Resposta avaliadas foram Grau de Esferoidização, Dureza, Tensão Limite de Escoamento e Deformação Máxima. A composição química em peso especificada e a analisada nas amostras por espectroscopia de emissão óptica no recebimento da matéria-prima usada no estudo são mostradas na tabela 2.

As amostras foram forjadas a quente em uma conformadora automática e a temperatura de saída dos blanques para resfriamento das amostras estava com temperatura média de 850°C, medida por termômetro de infravermelho. As diferentes microestruturas prévias foram obtidas a partir do resfriamento desta temperatura. As amostras forjadas foram arruelas com diâmetro externo de 43mm e interno de 26,25mm e massa aproximada de 52g, mostradas na figura 1. Para os ensaios de compressão foram usinados corpos de prova a partir das amostras esferoidizadas. Este processo foi realizado para eliminar possível decarbonetação e para que a geometria testada fosse padronizada. Este corpo de prova é mostrado na figura 1 (c).

**Tabela 1:** Projeto de Experimento com Fatores, Níveis e Variáveis Resposta.

Fatores	Níveis	Variáveis Resposta
Microestrutura Prévia ao Recozimento	Ferrítica-Perlítica Fina	Grau de Esferoidização
	Ferrítica-Perlítica Grosseira	
Tipo de Recozimento	Recozimento de Esferoidização Subcrítico	Dureza
	Recozimento de Esferoidização Intercrítico	
Tempo de Recozimento	5h	Deformação
	10h	
	20h	Tensão de Escoamento
	30h	
	40h	
50h		

**Tabela 2:** Composição Química em peso do aço DIN 34CrMo4 utilizado.

Elemento Químico	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Mo [%]
Especificação	0,3–0,37	Máx 0,40	0,6–0,9	Máx 0,02	Máx 0,035	0,9–1,2	0,15–0,3
Amostras	0,33	0,21	0,82	0,02	0,01	0,95	0,17

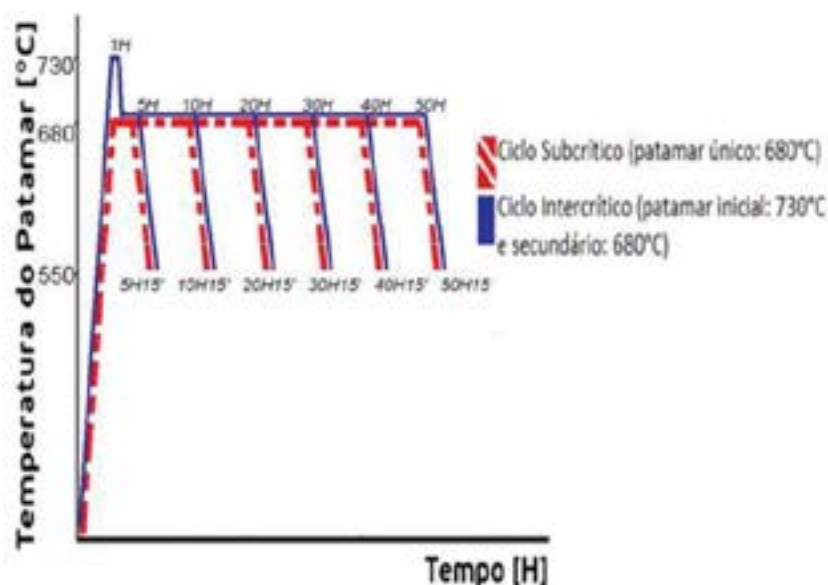
**Figura 1:** Representação da arruela forjada a quente, (a) mostrada em corte; (b) representação 3D e (c) Corpo de prova usinado para ensaio de compressão.

Foram utilizados dois ciclos de recozimento de esferoidização neste trabalho. Um deles foi um ciclo com temperatura subcrítica de 680°C, com manutenção das amostras nesta temperatura por diferentes períodos de tempo; 5, 10, 20, 30, 40 e 50 horas. O outro tratamento esferoidizou as amostras com um patamar inicial com temperatura intercrítica, 730°C, permanecendo nesta temperatura por 1 hora, sendo em seguida resfriado dentro do forno até um patamar de 680°C, com a manutenção das amostras nesta temperatura por tempos variáveis de 4, 9, 19, 29, 39 e 49 horas.

Os ciclos de recozimento são mostrados na figura 2, onde é possível verificar que os períodos de tempo totais empregados nos ciclos subcríticos e intercríticos foram os mesmos. O tempo necessário para redução da temperatura do forno, de 730 para 680°C está contido nos períodos de tempo dos patamares subcríticos, desta forma, tanto amostras tratadas nos ciclos subcríticos como nos intercríticos passaram de 5 a 50 horas no forno para execução do recozimento.

Foram obtidas cerca de 100 amostras para cada microestrutura inicial, de modo que fossem avaliadas 12 amostras para que após a classificação dos corpos de prova de diferentes microestruturas prévias ao recozimento, tivessem 3 amostras para cada ensaio mecânico e a análise microestrutural, após o recozimento, para determinar o grau de esferoidização contasse com 3 amostras também. Os resultados apresentados são uma média de medições em três amostras distintas. Para microscopia ótica foi feita uma preparação metalográfica por lixamento e polimento com

posterior ataque de Nital 2%, enquanto que nas amostras para a microscopia eletrônica, além do ataque com Nital 2%, foram colocadas fitas magnéticas para condução elétrica e geração de imagens.



**Figura 2:** Diagrama esquemático dos ciclos de tratamentos térmicos de esferoidização utilizados.

A morfologia dos carbonetos esferoidizados foi avaliada conforme critérios de especificação definidos na norma ASTM F2282/3 – Especificação Padrão para Atendimento dos Requisitos de Qualidade em Aços ao Carbono e Ligados Fornecidos em Arames e Barras para Fixadores Mecânicos, utilizando microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). Os carbonetos localizados predominantemente no interior dos grãos foram classificados como granulares (G), enquanto os localizados principalmente nos contornos de grão foram classificados como lamelares (L). A numeração presente nessa classificação varia entre 5 e 1, sendo que quanto maior o número, menor é o grau de esferoidização. Através da análise por MEV os carbonetos foram classificados quanto ao grau de esferoidização e a unidade usada para os resultados apresentados foi a porcentagem (%) de cementita esferoidizada em relação à toda cementita presente.

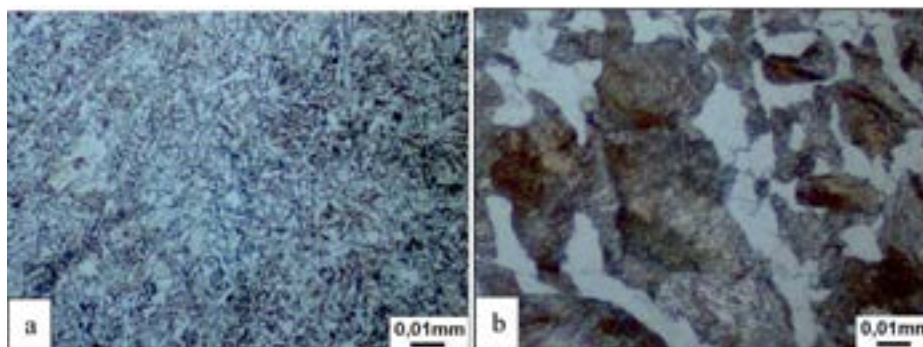
Os ensaios mecânicos de dureza foram realizados na região do núcleo de cada amostra utilizando a escala Vickers (HV1) e carga de ensaio de 0,98N, baseados na norma ABNT NBR 6672 – Materiais Metálicos – Determinação da Dureza Vickers, sendo que o resultado apresentado foi uma média dos resultados de três amostras distintas. As medições foram feitas com os corpos de prova embutidos em resina acrílica.

O teste de compressão em arruelas, realizado em três corpos de prova usinados a partir de cada condição experimental, foram executados para complementar a análise comparativa entre o efeito dos ciclos de recozimento e das microestruturas prévias aos tratamentos. O teste empregou uma carga padrão de 9 ton, com velocidade de avanço de 0,015mm/s, para todos os ensaios. Os corpos de prova tiveram suas dimensões medidas antes e depois do ensaio para determinação da deformação. A tensão de escoamento foi calculada pelo método do intercepto a partir da deformação de 0,2%.

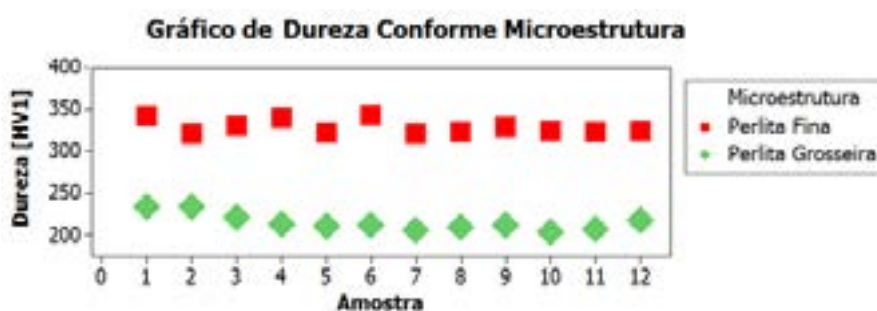
### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As microestruturas obtidas após o resfriamento das pré-formas são apresentadas na figura 3. Pode ser observada a presença de ferrita com perlita fina nas amostras normalizadas, figura 3(a) e ferrita com perlita grosseira nas amostras que foram resfriadas dentro da caixa, figura 3(b). Essas microestruturas e as durezas obtidas (figura 4), garantiram que as próximas etapas do trabalho utilizassem corpos de prova com as características pré-determinadas no experimento, diferenciando mecânica e microestruturalmente as amostras em que foram realizados os recozimentos.



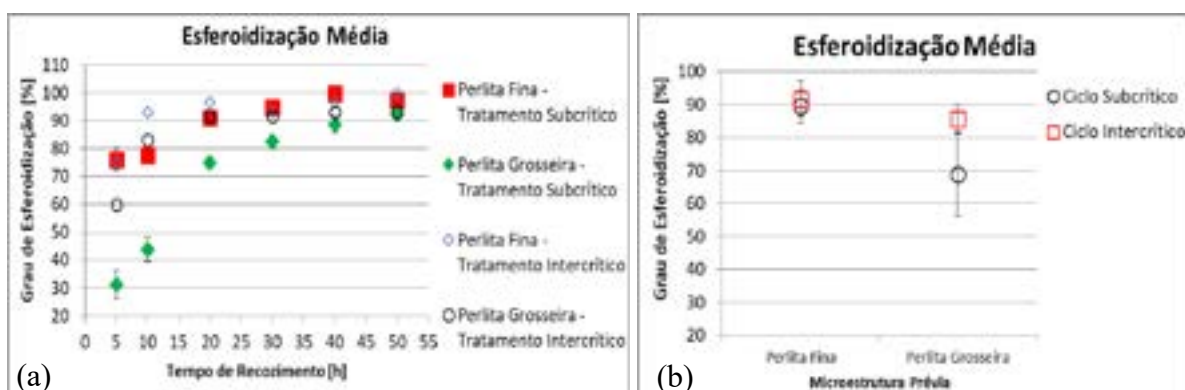


**Figura 3:** Microestruturas obtidas após forjamento a quente, conforme meio de resfriamento utilizado. (a) Perlita fina formada no resfriamento por ventilação forçada e (b) Perlita grosseira formada por resfriamento em caixa.



**Figura 4:** Dureza (HV1) das amostras após forjamento a quente e resfriamento.

A microestrutura apresentada após o recozimento nos ciclos subcríticos, foi caracterizada pela presença de carbonetos preferencialmente no interior dos grãos, havendo aumento do grau de esferoidização com o aumento do tempo de processo. Ciclos intercríticos geraram carbonetos localizados predominantemente nos contornos de grão e também aumentaram o grau de esferoidização com o aumento do tempo de tratamento. A figura 5 (a) mostra os valores médios de esferoidização conforme a microestrutura prévia, tratamento térmico de esferoidização e o tempo de processo, enquanto a figura 5 (b) destaca o resultado médio para os diferentes tratamentos, conforme cada microestrutura prévia.

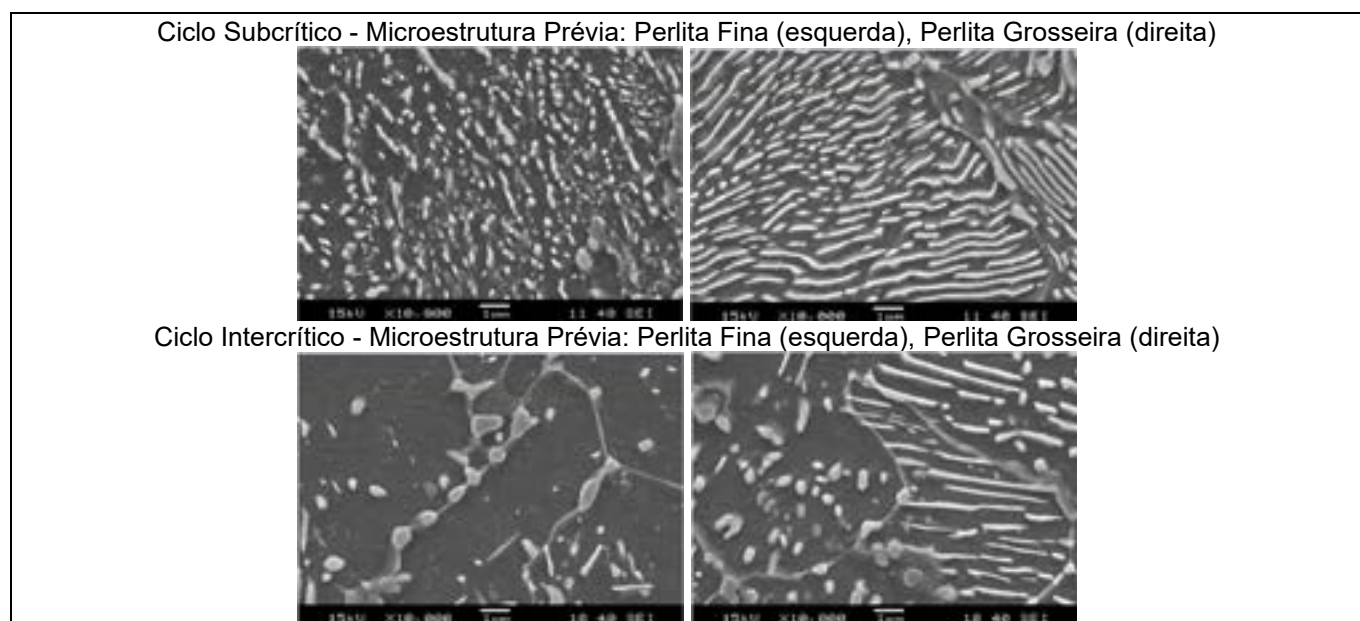


**Figura 5:** Variação do grau de Esferoidização (a) em função da microestrutura prévia e tipo de tratamento de recozimento; (b) Esferoidização média com agrupamento de tempos de tratamento.

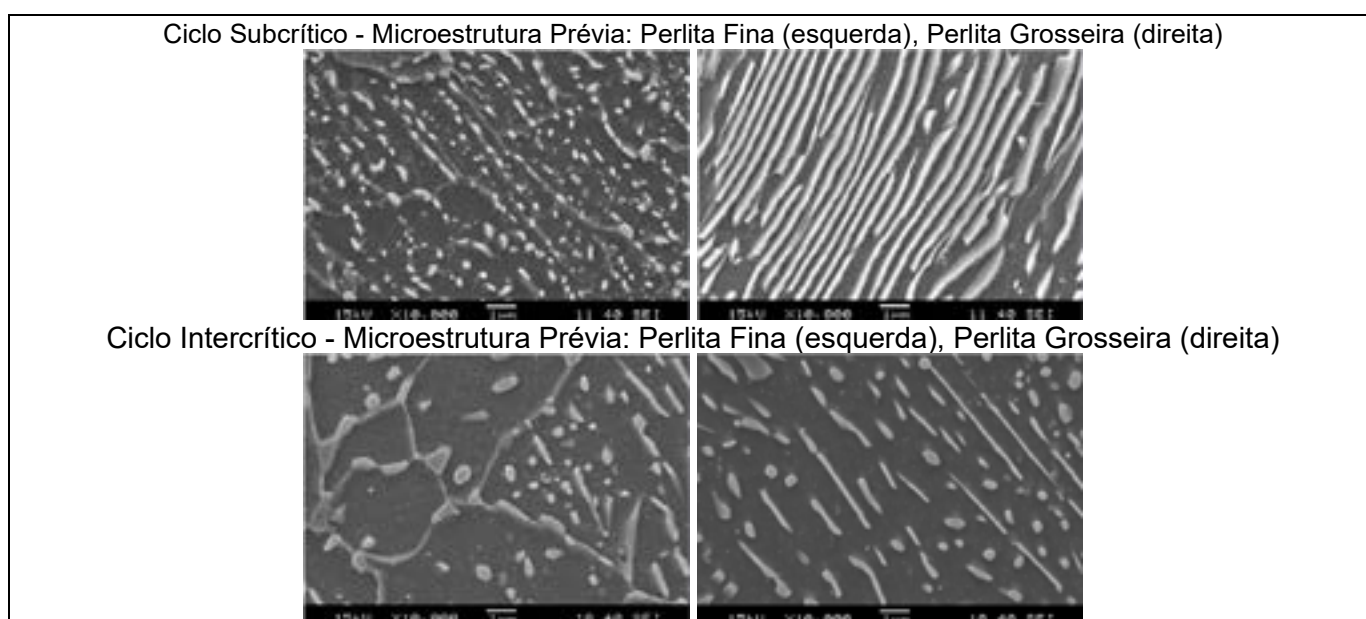
Avaliando o agrupamento dos tempos de tratamento, mostrado na figura 5 (b) fica evidente que a microestrutura perlítica fina acelera a cinética de esferoidização independentemente do tipo de tratamento térmico, seja ele em temperaturas subcríticas ou misto, com patamares intercríticos e subcríticos. As microestruturas apresentadas pelos corpos de prova recozidas são mostradas a seguir, sendo agrupadas conforme o tempo de tratamento e o tipo de recozimento. A figura 6 apresenta amostras tratadas por 5 horas. A partir de recozimentos com 10 horas de tratamento, as amostras já apresentam microestrutura predominantemente de carbonetos esferoidizados ou com lamelas seccionadas e arredondadas, exceto a amostra inicialmente de perlita grosseira, recozida em

ciclo subcrítico, como mostrado na figura 7. Com tempos de tratamento superiores a 20 horas a microestrutura apresentada por todas as amostras foi predominantemente de carbonetos esferoidizados, com 90 e 75% de esferoidização para as arruelas inicialmente normalizadas e resfriadas em caixa, respectivamente, como mostrado na figura 8.

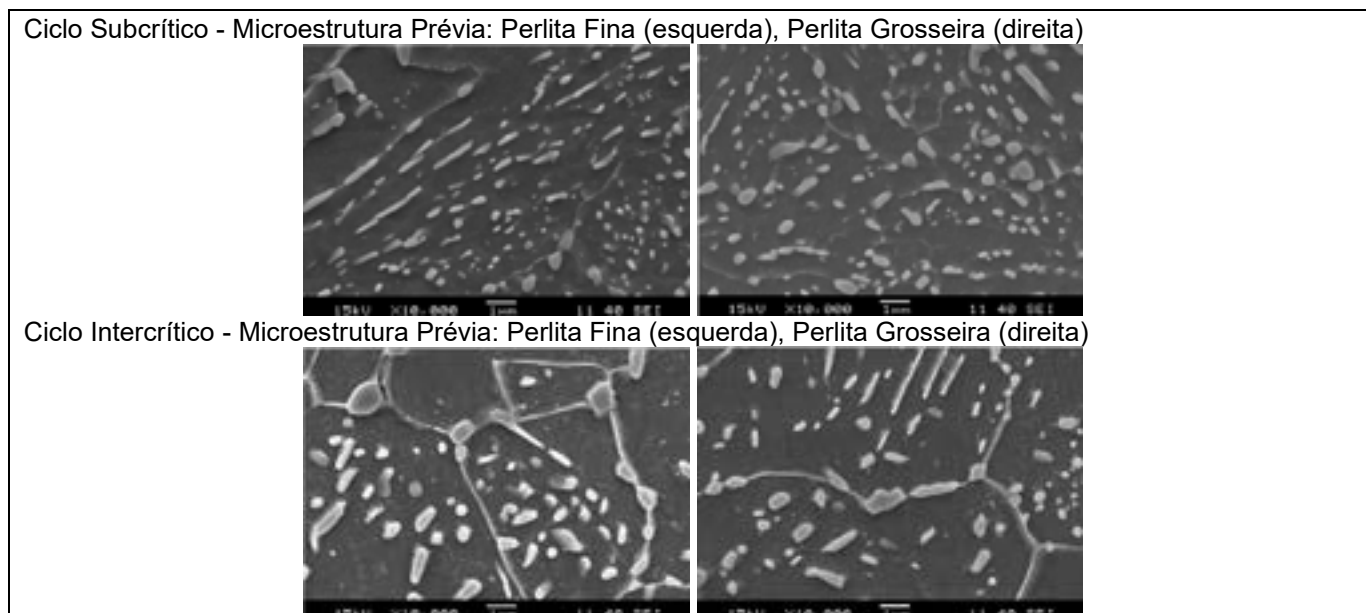
Mesmo para o ciclo com 40 horas, amostras inicialmente na condição perlítica grosseira não atingiram a completa esferoidização das partículas de cementita, ficando em torno de 90%, enquanto a perlita fina apresentou nível de esferoidização similar já nos ciclos de 30 horas. Estas microestruturas podem ser observadas na figura 9 para os tratamentos de 30 horas. As microestruturas com 40 e 50 horas de tratamentos não serão apresentadas neste trabalho devido a análise se dedicar a menores tempos de processo.



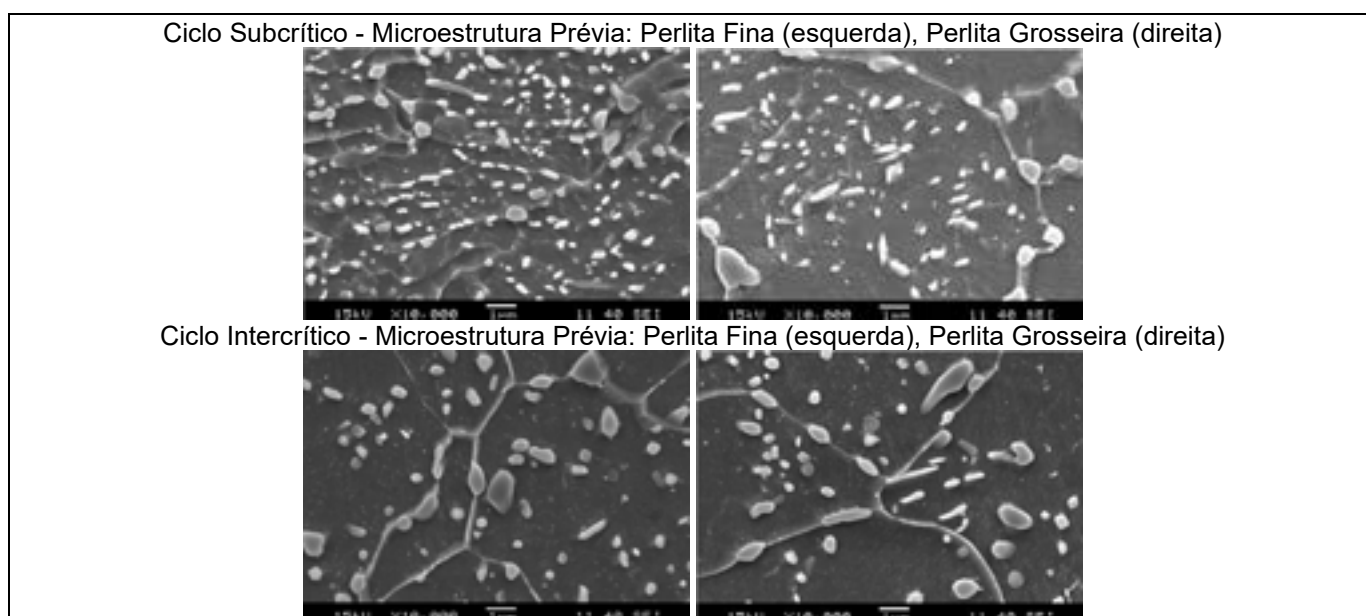
**Figura 6:** Micrografia Eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos e intercríticos com tempos de 5 horas de tratamento em função da microestrutura prévia.



**Figura 7:** Micrografia Eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos e intercríticos com tempos de 10 horas de tratamento em função da microestrutura prévia.



**Figura 8:** Micrografia Eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos e intercríticos com tempos de 20 horas de tratamento em função da microestrutura prévia.



**Figura 9:** Micrografia Eletrônica de Varredura para ciclos subcríticos e intercríticos com tempos de 30 horas de tratamento em função da microestrutura prévia.

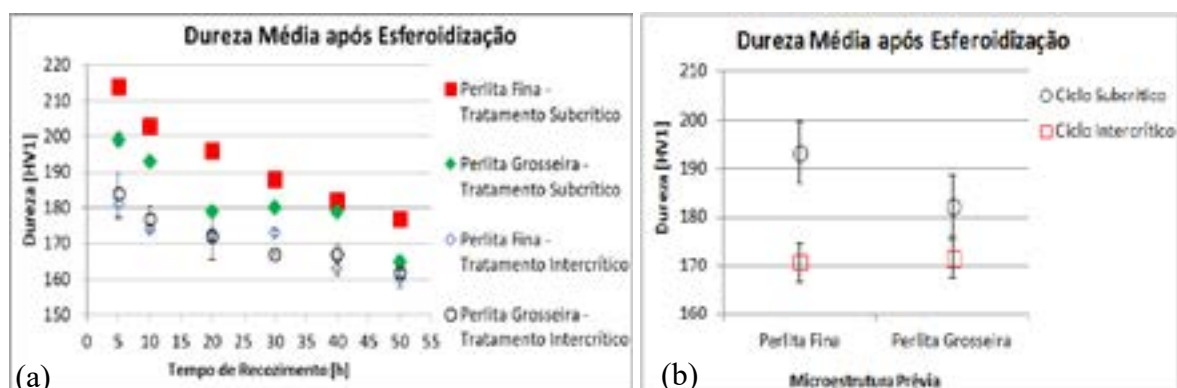
Os resultados mostraram que as amostras tratadas em temperaturas subcríticas apresentaram maiores valores de dureza independentemente do tempo de tratamento como mostrado na figura 10 (a). O perfil de dureza é decrescente com o aumento do tempo de tratamento para todas as condições avaliadas e a dureza, em média, sofre maior influência da microestrutura prévia se o tratamento for subcrítico, como apresentado na figura 10 (b).

Os ciclos subcríticos apresentaram dureza média maior que os ciclos intercríticos. Esta diferença é expressiva, sendo necessários ciclos subcríticos com tempos até 8 vezes maiores que os ciclos intercríticos para obtenção das mesmas faixas de dureza. Por exemplo, as amostras tratadas em ciclos intercríticos por 5 horas apresentaram faixas de dureza similares às amostras tratadas em ciclos subcríticos por 40 horas.

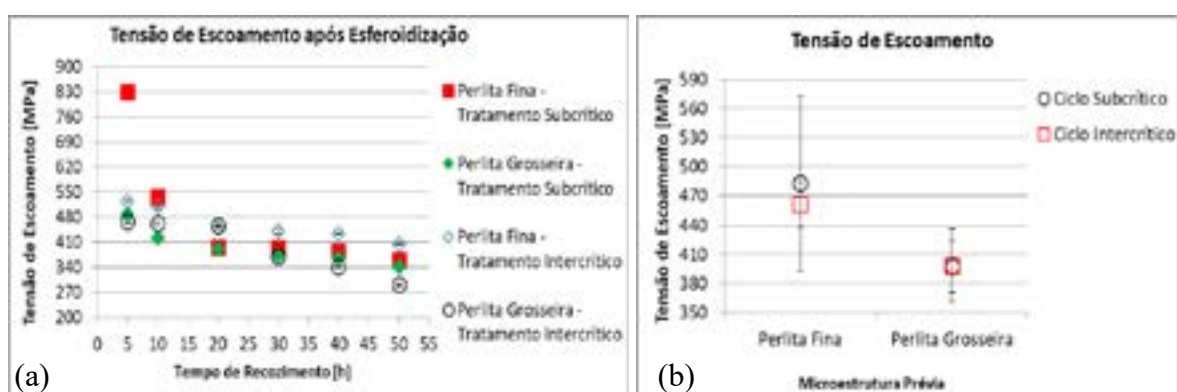
O efeito do tipo de tratamento foi menor que o efeito da microestrutura prévia na tensão de escoamento, sendo que os tratamentos em temperaturas intercríticas apresentaram menores tensões de escoamento que as amostras tratadas em temperaturas subcríticas. Estes resultados são mostrados na figura 11 (a), apresentando um perfil decrescente de tensão de escoamento com o aumento do tempo de recozimento. Com a avaliação dos resultados médios de cada microestrutura e



tipo de tratamento térmico, constata-se que a microestrutura perlítica grosseira apresentou menores valores médios, dispersão e variabilidade com a utilização de tratamentos de recozimentos diferentes. Já as amostras com microestrutura prévia de perlita fina, apresentaram maiores tensões de escoamento e maior suscetibilidade ao tipo de tratamento empregado, como mostrado na figura 11 (b).



**Figura 10:** Variação da Dureza em função da microestrutura prévia e tipo de tratamento de recozimento (a); Dureza média com agrupamento de tempos de tratamento (b).



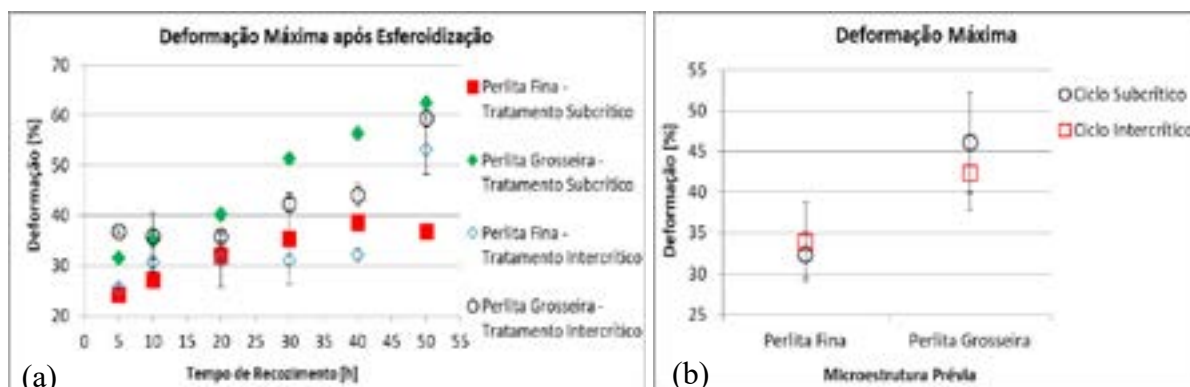
**Figura 11:** Variação da Tensão de Escoamento em função da microestrutura prévia e tipo de tratamento de recozimento (a); Tensão de Escoamento média com agrupamento de tempos de tratamento (b).

Os carbonetos esferoidizados a partir de microestruturas perlíticas finas apresentaram menores distâncias médias entre os mesmos e são mais uniformemente distribuídos na matriz. O tamanho médio dos carbonetos também influencia na tensão de escoamento, sendo que quanto maiores, menor é a tensão de escoamento do aço. A combinação de carbonetos esferoidizados mais grosseiros e maior distanciamento entre si, presente nas amostras com microestrutura prévia de perlita grosseira, resultou nas menores tensões de escoamento quando comparado com a microestrutura prévia de perlita fina para o mesmo tempo e tipo de recozimento aplicado. O menor distanciamento entre as lamelas de cementita presente nas amostras normalizadas após o tratamento térmico gerou carbonetos menores e uniformemente distribuídos na matriz, isto retardou a migração dos contornos de grão durante o recozimento. A consequência disto foram menores tamanhos médios de grão que resultaram em maiores valores de limite de escoamento durante o teste de compressão. Este resultado ocorreu para os dois tipos de recozimentos utilizados, indicando que a microestrutura prévia teve efeito significativo na tensão de escoamento.

A medida que as microestruturas evoluíram de perlíticas para esferoidizadas, as tensões de escoamento resultantes também convergiram para valores similares. As microestruturas com esferoidização parcial, que apresentaram traços de perlita, apresentaram limites de escoamento, mais altos. Quando carbonetos maiores e mais arredondados estão presentes na matriz ferrítica, ocorre a redução da tensão de escoamento, ou seja; as microestruturas com carbonetos de menor tamanho, homoganeamente distribuídos na matriz resultaram em maiores valores de resistência [13].

Avaliando o efeito das microestruturas prévias na deformação, observou-se que os resultados foram diferentes para os ciclos intercríticos e subcríticos. A microestrutura perlítica grosseira tratada em ciclos subcríticos apresentou a maior deformação média para todos os tempos de tratamento,

enquanto que a microestrutura prévia de perlita fina tratada em ciclos subcríticos apresentou a menor deformação média, conforme mostra a figura 12 (a). Quando os resultados são agrupados, como mostrado na figura 12 (b), é possível verificar que a microestrutura perlítica grosseira é mais suscetível ao tipo de tratamento, gerando maior diferença entre os valores médios, enquanto que a perlita fina apresentou resultados menos suscetíveis ao tipo de tratamento, mostrando valores similares de deformação se esferoidizada em ciclos intercríticos ou subcríticos.



**Figura 12:** Variação da deformação em função da microestrutura prévia e tipo de tratamento de recozimento (a); Deformação média com agrupamento de tempos de tratamento (b).

A diminuição da densidade de partículas na matriz resultou em um maior caminho livre para movimentação das discordâncias na estrutura do material, tornando as amostras inicialmente perlíticas grosseiras menos resistentes a carga aplicada durante a compressão. Esta menor quantidade carbonetos oferece uma menor resistência à movimentação das discordâncias, resultando em maiores valores de alongamento/ deformação.

#### 4. CONCLUSÕES

- As propriedades mecânicas do aço DIN 34CrMo4 são muito dependentes de sua microestrutura prévia ao recozimento que apresentou maior influência que o tipo de recozimento de esferoidização da cementita.
- A microestrutura prévia de perlita fina apresentou maior cinética de esferoidização que a perlita grosseira, independentemente do tipo de recozimento utilizado (ciclos subcríticos ou intercríticos);
- Os ciclos subcrítico e intercrítico apresentaram o mesmo grau de esferoidização quando a microestrutura prévia era ferrita e perlita fina;
- A microestrutura prévia de perlita grosseira apresentou esferoidização média inferior e o efeito do tipo de tratamento é maior nesta microestrutura que na perlita fina;
- Para a dureza o efeito do tipo de recozimento foi mais importante que o efeito da microestrutura prévia, pois ao avaliar os resultados, foi verificado que as amostras tratadas nos ciclos intercríticos apresentaram menores valores de dureza que as amostras subcríticas, independente da microestrutura prévia ao tratamento;
- A menor tensão de escoamento deste trabalho foi obtida pelas amostras com microestrutura prévia de perlita grosseira;
- Amostras tratadas em ciclos intercríticos e subcríticos apresentaram resultados similares de tensão de escoamento, indicando que a microestrutura prévia tem maior influência que o tipo de recozimento para os tempos de processo avaliados;
- As amostras com microestrutura prévia de perlita grosseira quando recozidas em ciclos subcríticos apresentaram a maior deformação máxima média em ensaios de compressão;
- A microestrutura prévia afetou mais que o tipo de tratamento térmico na ductilidade do aço DIN 34CrMo4.

#### AGRADECIMENTOS

Os Autores gostariam de agradecer ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais/ UFSC e à Organização do Evento. À Metalúrgica Fey e à Metalúrgica Merini pelo fornecimento da matéria-prima e maquinário industrial. À Embraco e à Arcelormittal por permitirem a utilização de equipamentos laboratoriais.

## REFERÊNCIAS

- [1] ROSSI, E.H., COUTINHO, C.A.B. **Influência das Variáveis de Processamento do Aço ABNT 52100**; Metalurgia ABM, v. 39, n. 310, 1983. p. 479-485.
- [2] KRAUSS, G. **Steels Processing, Structure, and Performance**, Materials Park, OH: ASM International, 2005, p. 256-259.
- [3] TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment Handbook – Metallurgy and Technologies**. 2a edition. 2007. Portland, Oregon – USA.
- [4] KAMYABI-GOL, A.; SHEIKH-AMIN, M. **Spheroidizing Kinetics and Optimization of Heat Treatment Parameters in CK60 Steel Using Taguchi Robust Design**. Journal of Iron and Steel Research, International. 2010. p. 45-52.
- [5] ROCHA, M. R. **Aço ABNT 1045 Esferoidizado: Estudo da Cinética de Coalescimento e Correlações entre Microestrutura e Propriedades Mecânicas**. 2001. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais – UFSC, Florianópolis, SC.
- [6] OLIVEIRA, C. A. S.; BEARZI, F. (2009). **O Tratamento Térmico de Esferoidização**. Disponível em: [http://www.cimm.com.br/portal/noticia/exibir\\_noticia/5075-o-tratamento-termico-deesferoidizacao](http://www.cimm.com.br/portal/noticia/exibir_noticia/5075-o-tratamento-termico-deesferoidizacao) Acesso em: 8 julho de 2014.
- [7] ANTONI, G. O; SANTANA, L. M; DIEHL, P. D. **INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA PRÉVIA NA CINÉTICA DE ESFEROIDIZAÇÃO DOS AÇOS 1050H E 5140 SUBMETIDOS A UM CICLO DE RECOZIMENTO SUBCRÍTICO**. Laboratório de Metalurgia Física – UFRGS. Artigo apresentado na VII Conferência Brasileira de Temas de Tratamento Térmico, Jarinu, São Paulo. Set, 2014.
- [8] AIHARA, K.; KANBARA, S. **Influence of Prior Structure upon Spheroidization Rate and Cold Forgeability of Annealed Wire**, the Sumimoto Search, n. 42, 1990. p. 1-8.
- [9] SCHANEMAN JR, R. A. **The Effects of Prior Microstructure on Spheroidizing Kinetics and Cold Workability in Bar Steels**. Metallurgical and Materials Engineering, Colorado School of Mines. 2009. Golden, Colorado.
- [10] OYAMA, T.; SHERBY, O. D.; WADSWORTH, J. E WALSER, B.; **Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in ultrahigh carbon steels**. Scripta Metall. 18; 1984, pp. 799-804.
- [11] ARRUBARRENA, J; URANGA, P; LOPEZ, B; RODRIGUEZ-IBABE, J. M. **Carbide Spheroidization Kinetics in a Low Alloy Medium Carbon Steel: Relevance of Deformation After Transformation**. Iron and Steel Technology, v. 9, n. 10, p. 122, 2012.
- [12] OLIVEIRA, C. A. S; ROCHA, M. R. **Estudo da Relação entre a Variação Microestrutural e as Propriedades Mecânicas de um Aço SAE 1045 Esferoidizado**. Departamento de Engenharia Mecânica/ Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2000.
- [13] PERUCH, F. **Influência do Ciclo de Recozimento para Esferoidização nas Propriedades Mecânicas do Aço ABNT 5160**. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e de Materiais – PPGEM. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2009, Porto Alegre.
- [14] FAGUNDES, E. J. **Análise da Influência do Ciclo de Recozimento de Esferoidização nas Propriedades Mecânicas do Aço SAE 1050**. Escola de Engenharia da UFMG. Belo Horizonte, 2006.



## 1. INTRODUÇÃO:

Esta é uma discussão aberta sobre um problema crítico na indústria de elementos de fixação e de peças forjadas a frio, que são as falhas que frequentemente acontecem nas ferramentas de conformação.

A proposta é apresentar, comentar e discutir as principais causas de quebra ou desgaste prematuro das ferramentas de conformação a frio e que levam inevitavelmente à baixa vida útil, assim como outros tipos de falhas que afetam de alguma forma a produção e os custos da indústria de fixadores.

A falha em ferramentas de conformação a frio é um assunto bastante amplo para discussões técnicas mais aprofundadas e este trabalho não pretende obviamente esgotar o tema, mas sim abrir a discussão e transmitir algo do nosso conhecimento e experiência nos processos de conformação a frio e as principais causas que levam à má performance das ferramentas envolvidas no processo de fabricação de fixadores e peças forjadas a frio.

Quando ocorre uma falha de ferramenta durante a produção, normalmente somos levados a pensar que o motivo óbvio seria a má qualidade da ferramenta quebrada ou com baixa vida útil, mas nem sempre é assim, pois vários outros fatores podem influenciar a falha das ferramentas de conformação a frio, como veremos a seguir.

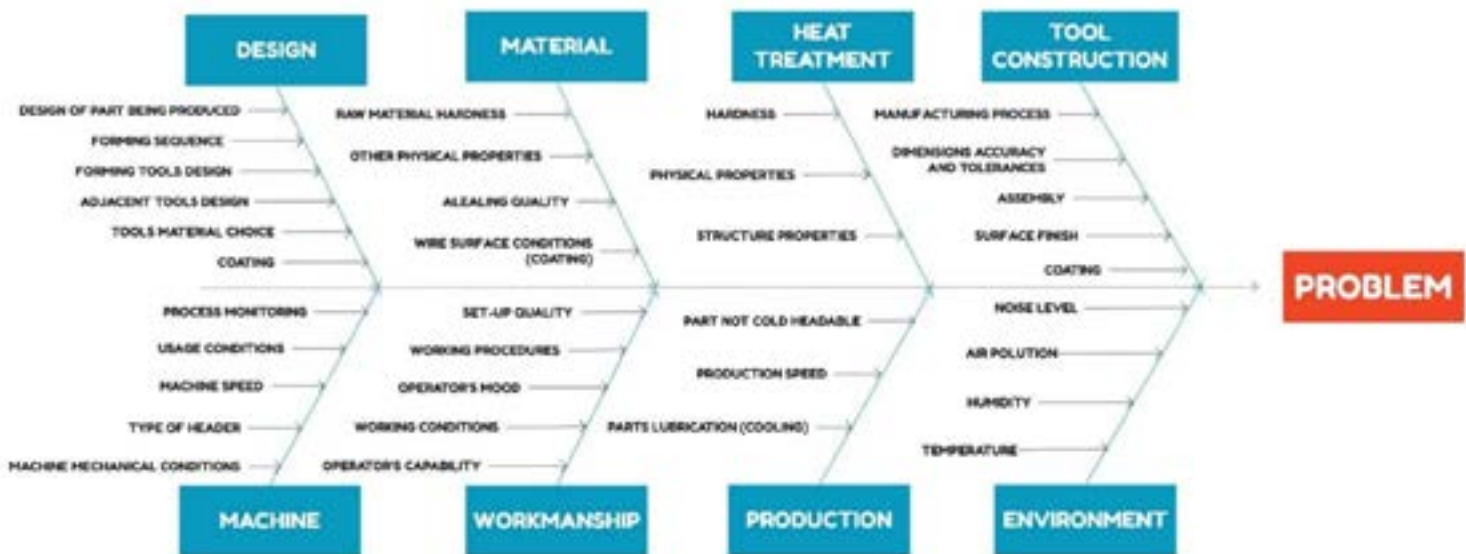
## 2. PRINCIPAIS FATORES QUE INFLUENCIAM A VIDA ÚTIL DAS FERRAMENTAS:

Nosso estudo identificou 8 fatores de influência nas falhas das ferramentas de conformação a frio, conforme figura a seguir, os quais foram desmembrados em causas-raiz, que afetam de forma direta ou indireta a durabilidade das ferramentas de forjamento a frio.



### 3. DIAGRAMA DAS CAUSAS

No desmembramento dos fatores em causas específicas, identificamos as seguintes causas-raiz apresentadas no diagrama abaixo;



**3.1 PROJETO DE FERRAMENTA:** Um dos principais fatores a ser considerado e que exige especial atenção da engenharia e desenvolvimento, pois eventuais erros cometidos no projeto da ferramenta costumam ter custos elevados quando identificados somente após a fabricação do ferramental. As principais causas vinculadas ou oriundas do projeto de ferramentas são as seguintes;

- PROJETO / DESENVOLVIMENTO DO PRODUTO A SER CONFORMADO A FRIO
- SEQUÊNCIA DE ESTAMPAGEM / SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE CONFORMAÇÃO
- PROJETO / DESENVOLVIMENTO DAS FERRAMENTAS DE CONFORMAÇÃO
- PROJETO / DESENVOLVIMENTO DAS FERRAMENTAS AUXILIARES
- ESCOLHA DOS MATERIAIS UTILIZADOS NA CONFECÇÃO DAS FERRAMENTAS
- ESCOLHA DOS REVESTIMENTOS ANTI-DESGASTE DAS FERRAMENTAS

**3.2 FABRICAÇÃO DA FERRAMENTA:** Outro fator não menos importante é a fabricação das ferramentas, pois desde o processo de fabricação até o acabamento e revestimento terão influência direta na performance da ferramenta em produção. São estas as principais causas identificadas, onde um erro pode em qualquer uma delas, pode afetar o ferramental como um todo;

- PROCESSO DE FABRICAÇÃO DA FERRAMENTA
- PRECISÃO E TOLERÂNCIAS DIMENSIONAIS

- MONTAGEM / ENCARÇAÇAMENTO DA FERRAMENTA
- ACABAMENTO SUPERFICIAL
- REVESTIMENTOS ANTI-DESGASTE

**3.3 TRATAMENTO TERMICO DA FERRAMENTA:** Embora o tratamento térmico das ferramentas de conformação a frio faça parte do processo de fabricação das mesmas, optamos por estudar-lo em separado, pois eventuais erros em qualquer um dos pontos apresentados a seguir são cruciais para o desempenho da ferramenta em produção.

- QUALIDADE DO PROCESSO DE TRATAMENTO TERMICO
- DUREZA DA FERRAMENTA
- PROPRIEDADES FÍSICAS APÓS O TRATAMENTO TÉRMICO
- ESTRUTURA METALOGRÁFICA

**3.4 MATERIA-PRIMA DO PRODUTO FORJADO A FRIO:** Outro fator, nem sempre considerado devidamente na análise de falhas nos processos de forjamento a frio são aqueles ligados à matéria-prima utilizada, entra as principais causas, destacam-se;

- TIPO E ESPECIFICAÇÃO DA MATERIA-PRIMA A SER UTILIZADA
- DUREZA DO MATERIAL
- OUTRAS PROPRIEDADES FÍSICAS
- QUALIDADE DO RECOZIMENTO / ESFERODIZAÇÃO
- QUALIDADE DO TRATAMENTO SUPERFICIAL DO ARAME

**3.5 MÁQUINA CONFORMADORA A FRIO:** A escolha e a utilização do equipamento de conformação a frio é outro fator importante na prevenção das falhas em ferramentas de forjamento a frio e entre as causas principais, destacamos;

- TIPO DE CONFORMADORA
- CONDIÇÕES MECÂNICAS DA MÁQUINA CONFORMADORA
- VELOCIDADE DA MÁQUINA CONFORMADORA
- AJUSTES, REGULAGENS E CONDIÇÕES DE UTILIZAÇÃO DA MÁQUINA
- MONITORAMENTO DO PROCESSO

**3.6 PRODUÇÃO:** A produção em si, é o fator onde avaliamos a forma de utilização da máquina conformadora e os fatores a ela vinculados e que tem como principais causas de falhas ou queda no desempenho da ferramenta, as relacionadas a seguir;

- LUBRIFICANTE DE PROCESSO, ÓLEO DE REFRIGERAÇÃO
- VELOCIDADE DE PRODUÇÃO
- IMPOSSIBILIDADE DE CONFORMAÇÃO A FRIO
- ACOMPANHAMENTO / MONITORAMENTO DO PROCESSO
- CONTROLES DE VIDA ÚTIL DAS FERRAMENTAS

**3.7 MÃO-DE-OBRA / OPERADOR:** Diretamente ligada ao fator produção a qualidade e a capacitação da mão-de-obra é outro fator fundamental e entre estes destacam-se;

- TREINAMENTO E CAPACITAÇÃO DO OPERADOR
- CONDIÇÕES DE TRABALHO
- MOTIVAÇÃO E COMPORTAMENTO DO OPERADOR
- PROCEDIMENTOS E PADRÕES DE OPERAÇÃO
- QUALIDADE DO SET-UP
- ORGANIZAÇÃO E AUTODISCIPLINA DO OPERADOR

**3.8 MEIO-AMBIENTE:** Nem sempre considerado como um fator de falha em ferramentas de conformação a frio, o meio ambiente pode influenciar normalmente de forma indireta o desempenho das ferramentas.

- CONDIÇÕES DO LOCAL DE TRABALHO
- TEMPERATURA AMBIENTE E HUMIDADE DO AR
- QUALIDADE DO AR
- NÍVEL DE RUÍDO
- LIMPEZA

#### **4. PREVENÇÃO DE FALHAS NAS FERRAMENTAS DE FORJAMENTO A FRIO:**

O controle e acompanhamento em tempo real do processo de conformação a frio por meio do uso de sistemas de monitoramento em tempo real do processo de conformação, constitui fator de fundamental importância na prevenção de falhas nas ferramentas e a consequente no risco de produção de peças defeituosas, fora das especificações.

O uso de monitores de processo em máquinas conformadoras e laminadoras de roscas, pode prevenir a maioria dos problemas de conformação a frio e também a quebra das ferramentas, pois esses sistemas podem literalmente sentir o comportamento do processo de conformação e parar a máquina antes mesmo que o problema aconteça ou se agrave, ou ainda interromper o processo segregando peças defeituosas após o primeiro incidente de falha da ferramenta detectado, evitando quebras adicionais nas ferramentas seguintes da sequência de estampagem.

Como qualquer sistema de controle e monitoramento da fabricação, os monitores de carga, quando instalados na máquina, devem ser acompanhados pelo treinamento do operador a fim de obter os benefícios que o sistema pode proporcionar e assim, evitar riscos desnecessários durante o processo de fabricação.

## **5. CONCLUSÃO:**

Falhas e quebras ou mesmo a baixa vida útil das ferramentas de conformação a frio normalmente envolvem, como vimos, vários fatores e o problema deve sempre ser analisado sob os vários aspectos aqui apresentados.

Com o uso de metodologias de análise de problemas e outras ferramentas da qualidade, sempre podemos cobrir e identificar todas as causas possíveis que diminuem a vida útil da ferramenta e assim estreitar a busca para identificar a causa raiz causadora da falha da ferramenta.

A qualidade da ferramenta em si geralmente é considerada como a primeira causa possível de falha de ferramenta, mas como vimos nesta apresentação, muitos outros fatores podem ter influência e devem ser considerados na análise do problema.

O registro e a manutenção dos dados históricos de falhas de ferramentas, com todas as informações sobre a identificação da causa raiz e as ações adotadas na solução do problema, auxiliam sobremaneira a rápida solução do problema nos casos de reincidência de ocorrências semelhantes.

A ideia deste trabalho, além de expor o conteúdo aqui apresentado é também manter um canal aberto entre nossa empresa e os interessados pelo tema falha em ferramentas de forjamento a frio, para comunicação permanente e troca de experiências e para isso, deixamos aqui os nossos contatos, incentivando a todos a nos enviarem suas dúvidas, comentários, críticas, contribuições e sugestões.

**E-mail:** [swind@southwind.com.br](mailto:swind@southwind.com.br)

**Site:** [www.southwind.com.br](http://www.southwind.com.br)

**Tel.:** (11)3165-9999

**WhatsApp:** + 55 11 96421-0493

# New Methods to provide Engineering Support during Pandemic

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

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

## Abstract:

Due to the pandemic starting in 2019 new ways to provide engineering service to customers were essential to continue Business. The method to support the customers in person at side was no more applicable due to travel restrictions and infection risk. CPM had to rethink and established a support via internet which worked out very well.

**Key - words:** Technical support, Education, Remote desktop software, Process Design, cold forging

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



### Introduction:

During 2020/2021 the covid19 pandemic spread around the world and it is present still.

Emergency status, lockdown, decrease of demand, shortage in material supply, to name some obstacles, made the situation in cold forging industry difficult.

For CPM, as an internationally active supplier of service, technology and software products, this strange situation - especially the restrictions for travelling - made the normal way of business nearly impossible. Actually, i.e. under normal circumstances, CPM provides their service always on site. This way of doing business collapsed almost completely from one day to the other.

This abrupt stop of traveling and having personal meetings needed to develop new concepts to continue business and customer support. The work on site with all the direct access to all locally available relevant information was no more possible.

### Engineering support using remote desktop software:

It was obvious to use a suitable communication software to continue business via the internet. But which system is suitable and what are the requirements, and how to work efficient with it, and how to support customers and potential customers to use this new way of working?

Some requirements:

- The system has to be available in all countries.
- For legal reasons the provider of the communication software should be based in Germany and German law should apply to his service so that the exchanged information will be protected in a good way
- Face to face meetings, also meetings with a big number of participants
- Meetings between groups
- Presentations to large number of participants (for lecturing)
- Remote access to the customer computer
- File transfer during the session
- Recording of sessions
- Sketches during the meeting on each computer
- Exchange of information in digital form between participants during a session
- Inviting third parties to participate partially during a session

Typical business cases to handle:

- General training and lecturing to single persons as well as to groups
- Presentation of software to potential customers
- Helping an engineer on his computer directly by taking over the control

After selecting and introducing an appropriate system, the sessions between the partners have to be prepared systematically.

Giving presentations of software or offering standard training and education was the easiest job to do because this is a "one way" information including answering questions. Therefore a preparation is needed on the acting side only.

## New Methods to provide Engineering Support during Pandemic

But helping an engineer directly on his job requires some preparation on both sides to make a session effective. The general information on the case must be exchanged prior to the meeting and specific technical information must be prepared for the meeting. Unlike an “on site” meeting, all information must be available at time. It is not possible to send someone to search for some information while you take a break for lunch or similar.

The internet meeting needs a precise timing since people from different time zones will be involved and due to subsequent meetings or appointments on whichever side of the participants the agreed time limit must be consistently adhered to by everyone. So all information must be properly prepared and available during the session. Before the end of the meeting precise tasks - if necessary - have to be fixed and the next meeting must be scheduled.

This way to work could cause difficulties due to cultural differences, different work procedures, language difficulties and personal character of the participants. Therefore, everyone should be open to this new way of working and always well prepared.

Till now our experience is that a well prepared internet session is often even more effective than a personal meeting on site.

In case actual technical problems are subject in a planned meeting, all required information will be specified before the meeting, eventually necessary simulations will be prepared or done and all technical information will be exchanged.

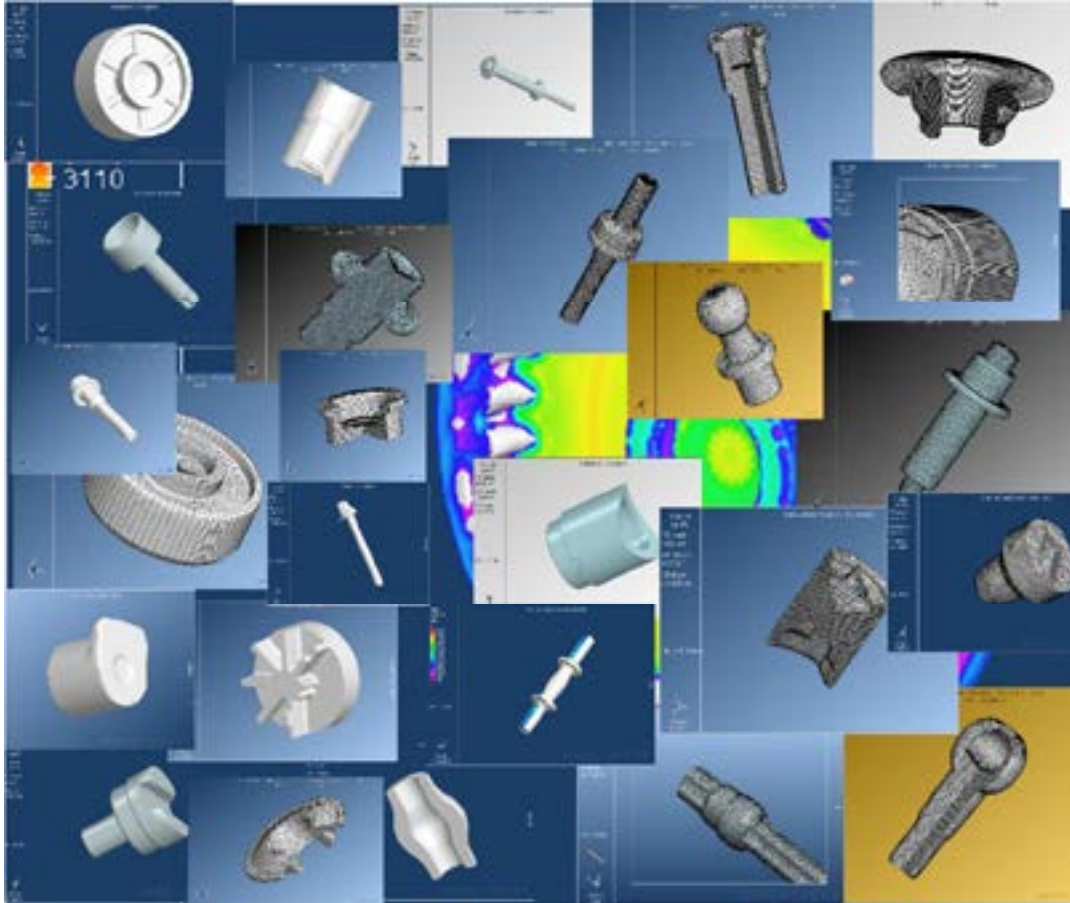
Due to a precise scheduling, the meetings are very compact and efficient. Compared to consulting in the past problems could be solved much less time consuming.

The following pictures show typical cases like an education session in a university and some discussion with engineers about some technical topic.



## New Methods to provide Engineering Support during Pandemic

The last picture gives an impression about the kind of products we worked on in the last few month alone.



### Summary:

The use of remote desktop software did not only allow technical support, education and technical training. Till now CPM experience a very high efficiency in their work. The customers – getting used to the new way of service – appreciate the new service as well. The reactivity in emergency cases became much better. The customer contact became more intensive. Over all the efficiency of the technical support became better at lower costs.

Education and lecturing was intensified as well. Even so in this case the personal contact is important still.

### Literature:

- /1/ eesy-Software  
CPM GmbH, Herzogenrath, Germany, 2019  
CPM@CPMGMBH.COM



# Forjamento a frio em aços endurecidos termicamente

## (Cold forging in thermally hardened steels)

Tiago N. Chalinski<sup>(1)</sup>  
Luis Roberto Coutinho Manhães<sup>(2)</sup>  
Roger Freitas<sup>(3)</sup>  
Gustavo Meneghello<sup>(4)</sup>  
Fabiano da Silva Brites<sup>(5)</sup>  
Alisson S. Duarte<sup>(6)</sup>

### RESUMO

Durante o processo de forjamento de um pino de fixação, fabricado em aço micro ligado no material DIN 41Cr4, a partir de um tarugo com diâmetro de Ø19,05 mm e cortado por cisalhamento, substituiu-se o processo de alívio de tensões por um processo de tratamento térmico por têmpera e revenimento, objetivando uma dureza de 24 a 30 HRc. Obteve-se resultados teóricos (analítico e simulação), validando-os na prática através de ensaios experimentais. O preenchimento das cavidades, as forças durante o processo de forjamento e a análise do ferramental de forjamento foi obtido através de simulação pelo Método dos Elementos Finitos, além de terem sido medidas experimentalmente. Realizou-se ensaios de compressão, obtendo-se a equação de Hollomon, possibilitando a realização dos cálculos de extrusão confinada e correlacionando com as forças necessárias para o forjamento. Para validação do projeto, foi fabricado o ferramental para a realização do processo de extrusão confinada. O presente artigo teve o objetivo de viabilizar a fabricação do produto acabado já na operação de forjamento a frio, sem a necessidade de etapas subsequentes.

**Palavras Chave — Forjamento a Frio, Extrusão Confinada, Simulação.**

- (1) Graduando, UNISINOS, [tchalinski@gmail.com](mailto:tchalinski@gmail.com)  
(2) Consultor Técnico, Viemar Automotive, [lmanhães@viemar.com.br](mailto:lmanhães@viemar.com.br)  
(3) Gerente de Engenharia de Processos, Viemar Automotive – [rfreitas@viemar.com.br](mailto:rfreitas@viemar.com.br)  
(4) Gerente de Engenharia de Produto, Viemar Automotive, [gmeneghello@viemar.com.br](mailto:gmeneghello@viemar.com.br)  
(5) Professor, UNISINOS, [fbrites@unisinios.br](mailto:fbrites@unisinios.br)  
(6) Professor, Escola de Engenharia da UFMG, [alissonds@ufmg.br](mailto:alissonds@ufmg.br)

## ABSTRACT

During the forging process of a fixing pin, manufactured in micro alloyed steel in DIN 41Cr4 material, with a diameter of Ø19.05 mm billet cut by shear, the stress relief process was replaced by quenching and tempering heat treatment processes, aiming a 24 to 30 HRC hardness. Theoretical (analytical and simulation) results were obtained, validating them in practice, through experiments. The filling of the cavities, the forces during the forging process and analysis of the forging tooling were obtained through simulation by the Finite Element Method. The empirical analysis was obtained through 20 bodies of evidence. Compression tests were carried out, in which the obtained data were treated and applied to the Hollomon equation to obtain the flow stress, enabling the calculation of confined extrusion, correlating with the forces necessary for forging. To validate the project, the tooling was manufactured to conduct the confined extrusion process. This article objective is to obtain a finished part right after the forging, without subsequent processes needed.

**Keywords – Cold Forging, Confined Extrusion, Simulation.**

### 1. INTRODUÇÃO

O processo de forjamento a frio em metais é empregado na indústria metal mecânica, permitindo grande precisão dimensional, além da possibilidade de obtenção de peças complexas com acabamento superficial excelente, próximo à forma final da peça, sendo também denominada de *near-net-shape*. No contexto atual da indústria, há elevada concorrência oriunda da indústria externa e, portanto, a redução de custo é de extrema importância. Baseado nessa situação global, a tecnologia de forjamento propicia competitividade, buscando aproveitar a matéria prima da melhor forma possível, bem como eliminar desperdícios e usinagens posteriores. Aliado a isso, a partir do desenvolvimento de equipamentos extremamente tecnológicos é possível obter produção em larga escala com extrema velocidade, contribuindo para o aumento dessa competitividade, incluindo aprimorar e melhorar a eficiência dos produtos em campo. [1]

A simulação de processos de forjamento vem reduzindo o tempo investido com tentativa e erro. Geralmente, parte-se de um material de seção circular, o qual é cortado em tarugos que passarão nas diversas combinações das operações de forjamento até a forma desejada. As etapas são definidas por leis e critérios bastante conhecidos, que limitam o comportamento da peça-trabalho: limite de redução de área, limite de recalque livre ou confinado, conformabilidade do metal etc. [2]. No forjamento a frio, além de permitir definir o melhor processo, a simulação também possibilita melhorar as propriedades mecânicas dos aços forjados, i.e., aumento da resistência à fadiga em componentes de suspensão e direção de veículos automotores, o que não seria conseguido por outros processos [1].

O processo de cisalhamento de barras gera tensões residuais nas extremidades dos tarugos (blanques) que prejudicam o processo de forjamento, possibilitando falhas e defeitos de conformação mecânica. Baseado nesse fator, aplica-se processos de tratamento térmico do tipo alívio de tensões para evitar esses tipos de defeito. Com foco nisso, a proposta deste artigo visa a substituição do tratamento de alívio de tensões por um tratamento térmico de têmpera e revenimento, vislumbrando uma peça acabada no forjamento a frio, incluindo suas propriedades mecânicas desejadas, e mantendo a condição de ausência de defeitos no forjado. O material da peça foi o aço DIN 41Cr4. O processo considerado foi uma extrusão confinada a frio, sendo caracterizada quando o tarugo está confinado por inteiro dentro da matriz de forjamento.

Na extrusão confinada, aços de boa conformabilidade permitem reduções de área entre 70 e 75% por passe. No entanto, ao se utilizar aços de média conformabilidade, essa redução acontece entre 50 e 55% [3]. O principal limitante para a redução desejada é a resistência mecânica dos materiais empregados no ferramental. Sendo assim, devido à junção da substituição do tratamento de alívio de tensões pelo tratamento térmico de endurecimento no processo de extrusão confinada, objetivou-se analisar também as tensões nas matrizes.



## 2. CURVAS DE ESCOAMENTO

Para o processo de forjamento, o uso da teoria de von Mises tem o objetivo de definir as tensões necessárias para o escoamento do material, bem como definir a deformação plástica. Para tanto, encontra-se a tensão de escoamento, " $\sigma_e$ ", um dos parâmetros fundamentais para o processo de forjamento, pois a partir desse valor é possível quantificar forças e tensões durante o processo. No caso de trabalho a frio em aços de baixo teor de carbono, pode-se empregar a equação de Hollomon **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, sendo " $\sigma_k$ " o fator de resistência mecânica do material e " $n$ " o coeficiente de encruamento.

$$\sigma_e = \sigma_k \cdot \varphi^n \quad (\text{Eq. 1})$$

Para a obtenção do fator de resistência mecânica do material,  $\sigma_k$ , é realizado um ensaio de compressão, onde são plotados os resultados em forma de gráfico tensão/deformação verdadeira ( $\sigma/\varphi$ ), pelo qual a tensão e a deformação são calculadas levando em consideração em cada instante do ensaio a área instantânea do corpo de prova.

Para a realização dos ensaios de compressão, foi utilizada uma máquina universal de ensaios de 100 kN e corpos de prova com 10 mm de diâmetro e 20 mm de altura. Dez corpos de prova foram usinados, garantindo o paralelismo entre faces, sendo que cinco corpos de provas não receberam tratamento térmico (Figura 1), enquanto que os outros cinco corpos de prova receberam o tratamento térmico de têmpera e revenimento (Figura 2).

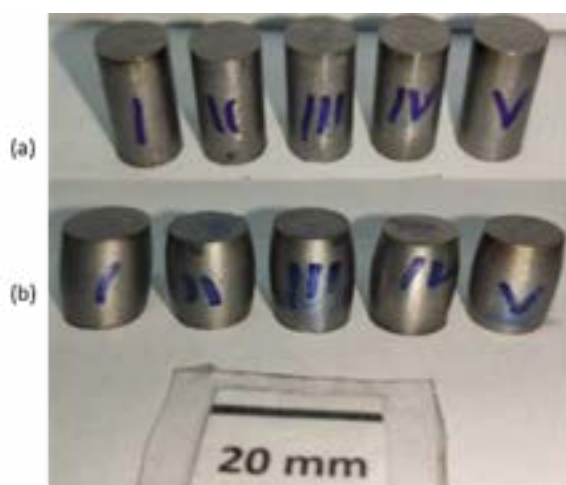


Figura 1 – Corpos de provas sem tratamento térmico (a) antes e (b) após o ensaio de compressão.

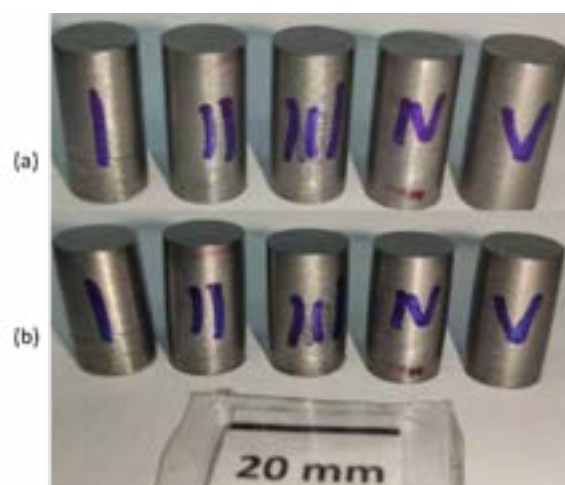


Figura 2 – Corpos de provas tratados termicamente (a) antes e (b) após o ensaio de compressão.

As curvas de escoamento resultantes dos ensaios de compressão para ambas as condições do aço, com e sem tratamento térmico, estão demonstradas na Figura 3. Observa-se que o intervalo de deformação plástica considerada experimentalmente foi relativamente curta. Isso se dá em razão da limitação por parte da capacidade de carga da máquina universal e também da condição de deformação não uniforme do corpo de prova para reduções maiores. Assim, os experimentos possibilitaram a definição matemática do comportamento do aço sob condição de deformação plástica, resultando nas equações de Hollomon (Eq. 1) para a condição sem tratamento térmico (Eq. 2) e para a condição com tratamento térmico (Eq. 3):

$$\sigma_{e\text{semTT}} = 864 \cdot \varphi^{0,08} \quad (\text{Eq. 2})$$

$$\sigma_{e\text{comTT}} = 1125 \cdot \varphi^{0,06} \quad (\text{Eq. 3})$$



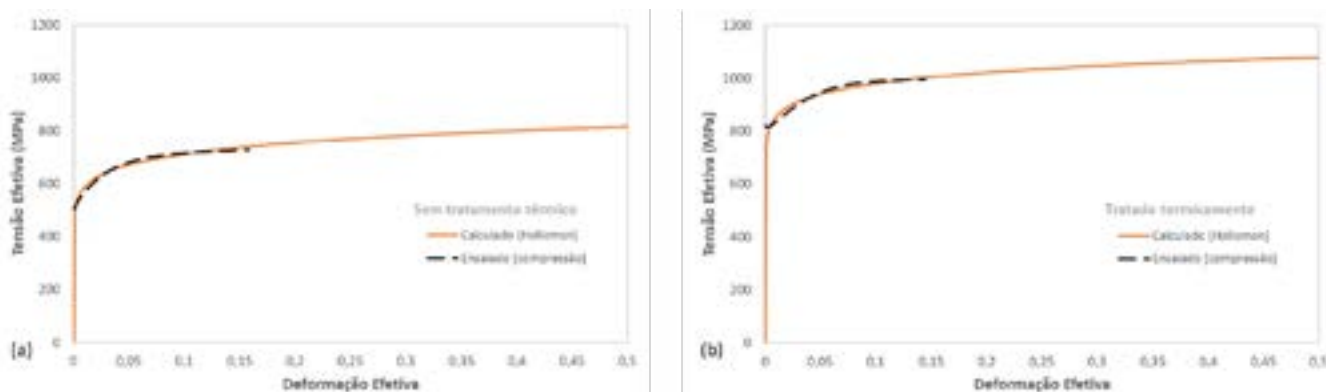


Figura 3 – Curvas de escoamento para o aço (a) sem tratamento térmico e (b) com tratamento térmico.

### 3. SIMULAÇÃO DO PROCESSO

O projeto do forjado levou em consideração a possibilidade de se obter através de extrusão confinada a peça já acabada, conforme componente mostrado na **Erro! Fonte de referência não encontrada..** O forjamento parte de um tarugo com 19,05 mm de diâmetro em aço DIN 41Cr4.

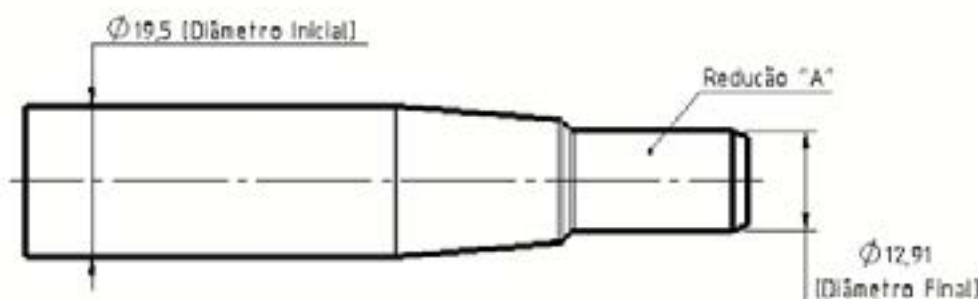


Figura 4 – Componente forjado.

A análise via Método dos Elementos Finitos consistiu em realizar simulações utilizando-se o software QForm, no qual se obteve o perfil da peça desejada pelo processo de forjamento por meio das suas respectivas matrizes. Considerou-se um modelo elastoplástico para simular o processo de forjamento a frio de um tarugo em aço DIN 41Cr4, com e sem tratamento térmico, definido conforme as equações de Hollomon (Eq. 2 e Eq. 3). Embora a simulação tenha calculado a variação da temperatura e a velocidade de deformação, esses fatores foram negligenciados pelas curvas de escoamento. Foi imposta uma condição de atrito hídrida e típica de interfaces peça/ferramenta em forjamento a frio, na qual o tarugo recebe fosfatização e ensabamento. Assim, o coeficiente de atrito (Coulomb) foi de 0,05 e o fator de atrito (cisalhamento/Siebel) foi de 0,09.

O perfil da deformação plástica obtido no forjado final pode ser visualizado na Figura 5 para a condição de forjamento em aço tratado termicamente, sendo muito similar para a condição sem tratamento térmico. Já a carga de processo simulada foi obtida conforme mostrado na Figura 6. Observa-se que os valores de carga para a condição do forjado tratado termicamente por têmpera e revenimento são realmente maiores do que os valores referentes ao forjado não tratado termicamente.

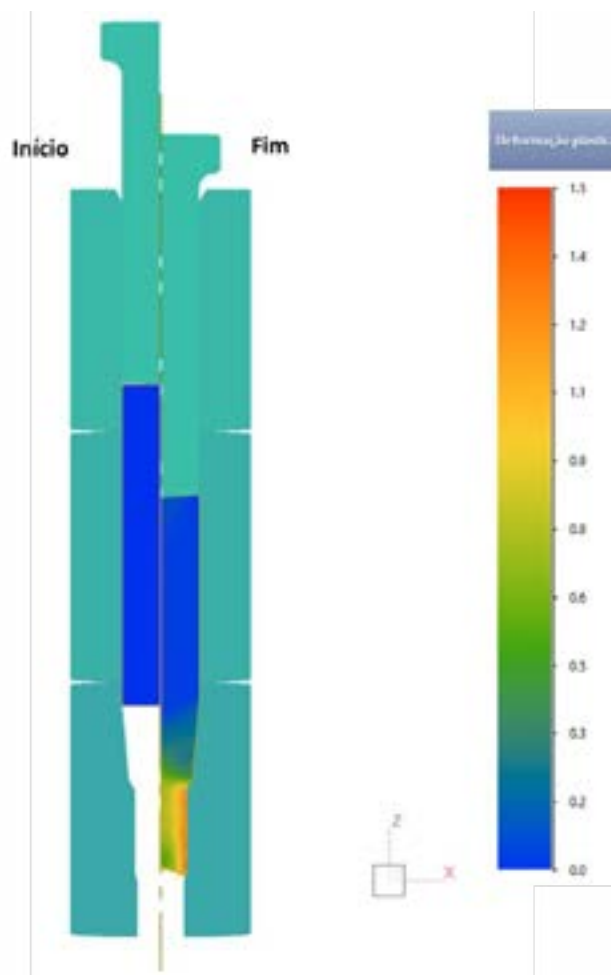


Figura 5 – Perfil simulado da deformação plástica na seção longitudinal do forjado em aço tratado termicamente.

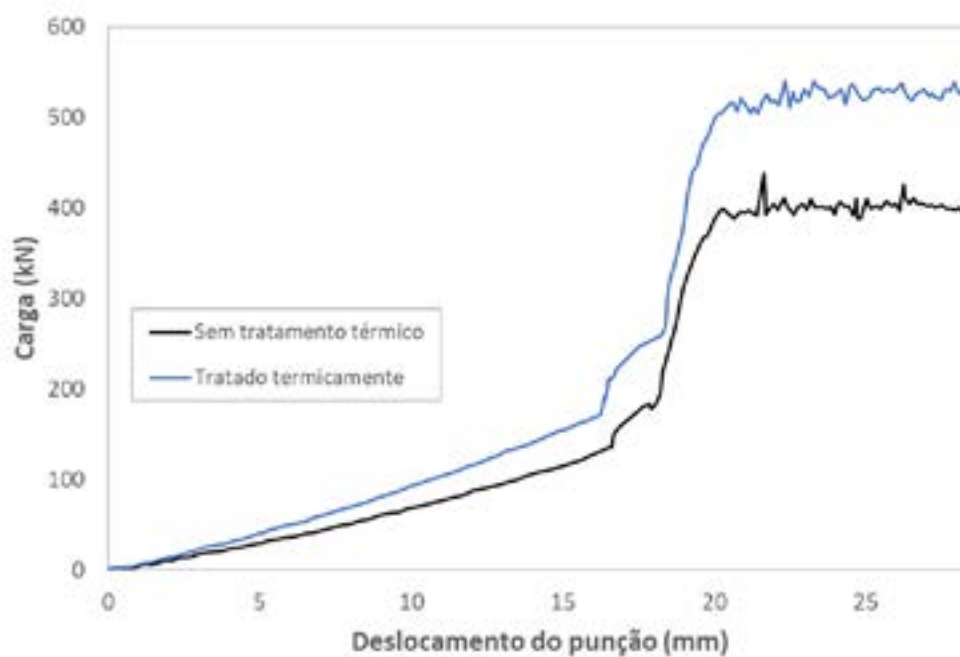


Figura 6 – Comportamentos simulados das cargas de forjamento para as condições de tarugo sem e com tratamento térmico.

A obtenção das cargas de forjamento é importante para que se obtenha uma previsão da viabilidade em se forjar a peça utilizando-se as prensas disponíveis em planta. Entretanto, faz-se necessário saber se as matrizes projetadas serão capazes de suportar as tensões a que elas serão solicitadas durante o processo. Assim, foram realizadas análises nas matrizes. Como pode ser visto na Figura 7 (a), em uma condição hipotética, as tensões circunferenciais (ou tangenciais) nas matrizes em uma condição sem encarçamento são significativamente positivas (em especial na região de maior redução) e, portanto, exercem uma condição muito trativa e catastrófica para as matrizes. Em contrapartida, o encarçamento projetado para as mesmas, no qual as ferramentas são montadas por interferência, resultam em tensões circunferenciais majoritariamente negativas, ou seja, compressivas, como pode ser visto na Figura 7 (b). Vale mencionar que o ferramental de encarçamento não está mostrado, mas apenas indicado pelas caixas em tom de cinza.

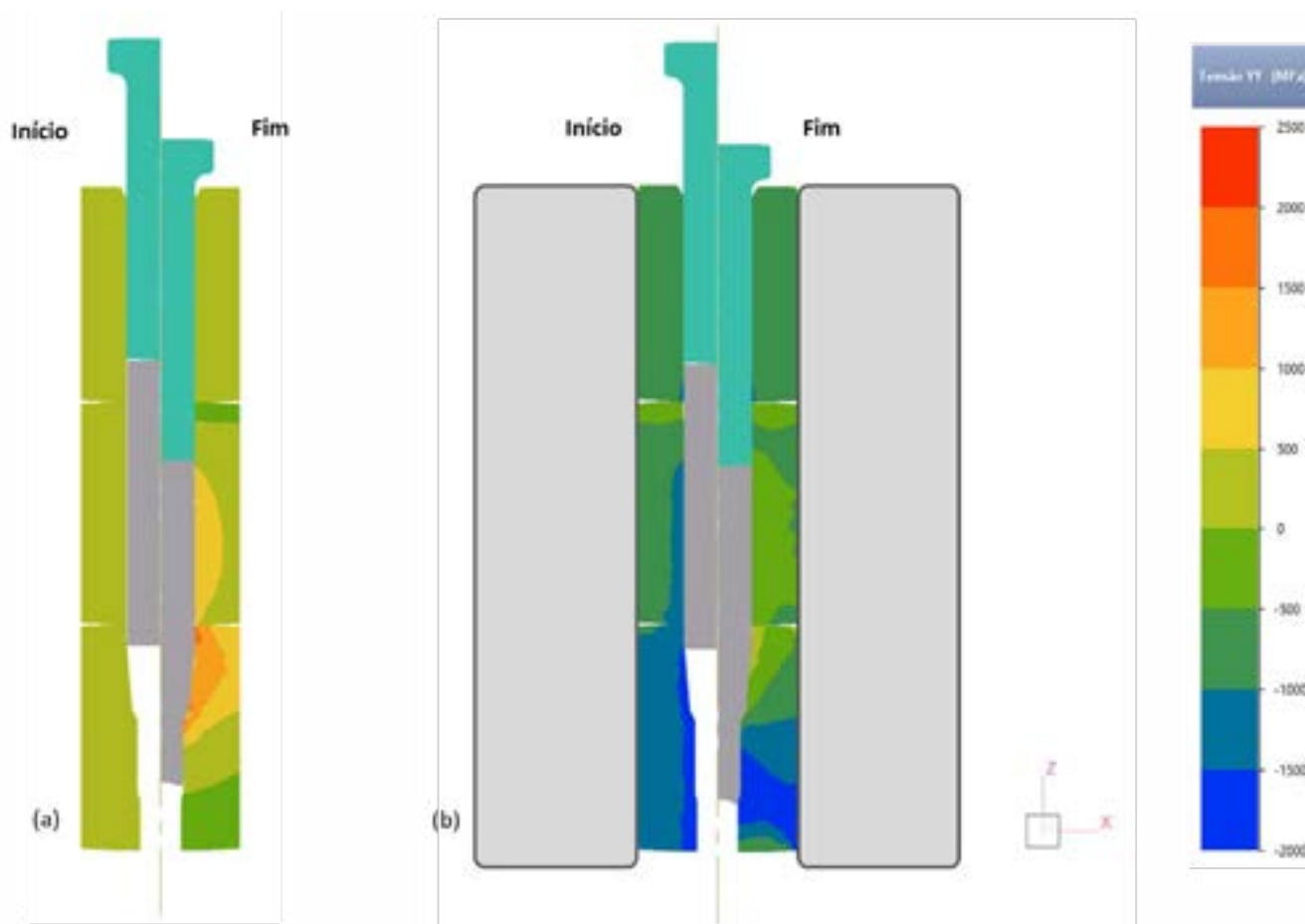


Figura 7 – Perfil simulado das tensões circunferenciais (ou tangenciais) nas matrizes para condições (a) hipotética sem encarçamento e (b) de projeto com encarçamento.

Com o intuito de se certificar da possibilidade ou não de falha nas matrizes, observou-se as tensões efetivas e as tensões médias nas mesmas (Figura 8). As tensões efetivas nas matrizes em contato com o forjado não apresentaram magnitude suficiente para exceder o seu limite de escoamento, enquanto as tensões médias mostraram que a matriz recebe solicitações essencialmente compressivas. Portanto, as simulações indicaram uma condição satisfatória para o forjamento, tendo em vista o projeto de matrizes realizado.

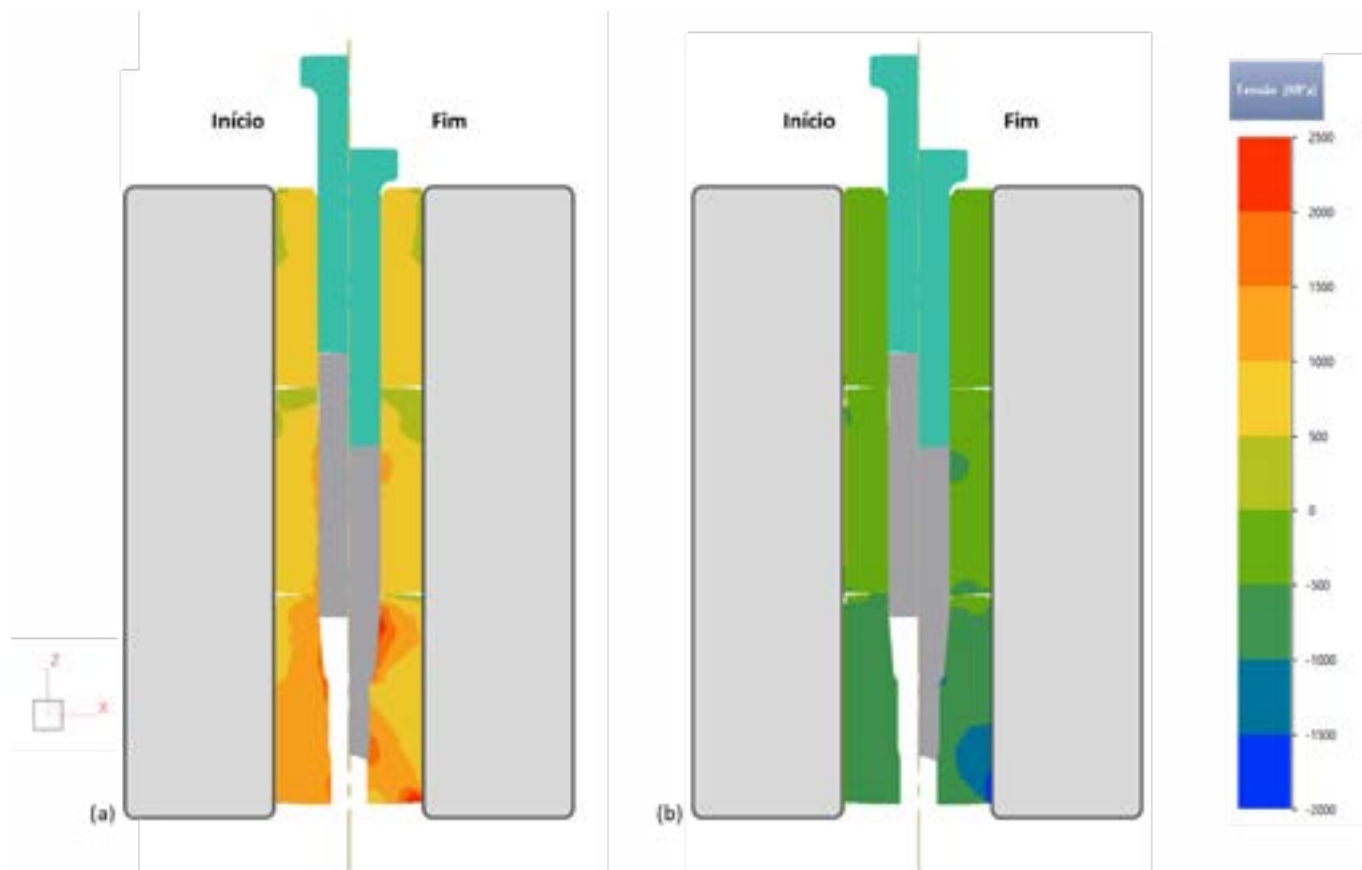


Figura 8 – Tensões (a) efetivas e (b) médias solicitadas nas matrizes por simulação.

#### 4. PROCESSO PRÁTICO

O teste prático apresentou o forjamento do item com sucesso, conforme o previsto em projeto. O ferramental suportou o forjamento sem nenhuma avaria, mantendo o dimensional conforme o projeto. Os componentes forjados, com e sem tratamento térmico, estão mostrados na **Erro! Fonte de referência não encontrada..** A pressão de trabalho monitorada para o material sem tratamento térmico foi de 35 bar de pressão e nas amostras tratadas termicamente a pressão foi de 45 bar. Baseado na área do cilindro hidráulico, obteve-se em uma força de 512,1 kN para as amostras tratadas termicamente e 398,3 kN para as amostras sem tratamento térmico. A velocidade de conformação foi de 13 mm/s. Para garantir que as peças forjadas não apresentaram nenhum defeito, foi realizado teste de líquido penetrante, a fim de certificar a qualidade do componente, como mostrado na **Erro! Fonte de referência não encontrada..**



Figura 9 – Amostras forjadas a frio (a) sem e (b) com tratamento térmico.



Figura 10 – Ensaio não destrutivo de líquido penetrante (amostra com tratamento térmico).

Buscou-se calcular a carga de extrusão,  $F_e$ , também de maneira analítica, com base na Eq. 4, na qual  $\alpha$  é o semi-ângulo de entrada da matriz (0,083 rad),  $A_0$  é a área inicial,  $\bar{\sigma}_e$  é a tensão de extrusão média,  $\varphi_a$  é a deformação na área da seção transversal e  $\mu$  é o coeficiente de atrito (0,05). Calculou-se as cargas de 266 kN e 379 kN para os processos sem e com tratamento térmico, respectivamente. Embora esses valores calculados esteja com diferenças relativamente altas em relação à prática, há de se considerar que se tratam de cálculos analíticos, os quais consideram várias simplificações.

$$F_e = A_0 \cdot \bar{\sigma}_e \cdot \varphi_a \cdot \left(1 + \frac{2\mu}{\sin 2\alpha} + \frac{2\alpha}{3\varphi_a}\right) \quad (\text{Eq. 4}) [3] [4]$$

As cargas de forjamento medidas na prática foram bastantes coerentes com as cargas obtidas via QForm, como pode ser observado graficamente na Figura 11. Com cargas médias de forjamento de 401,3 kN e 524,8 kN, a simulação apresentou uma diferença de até 2,5%. Já os cálculos analíticos apresentaram diferenças de até 33%.

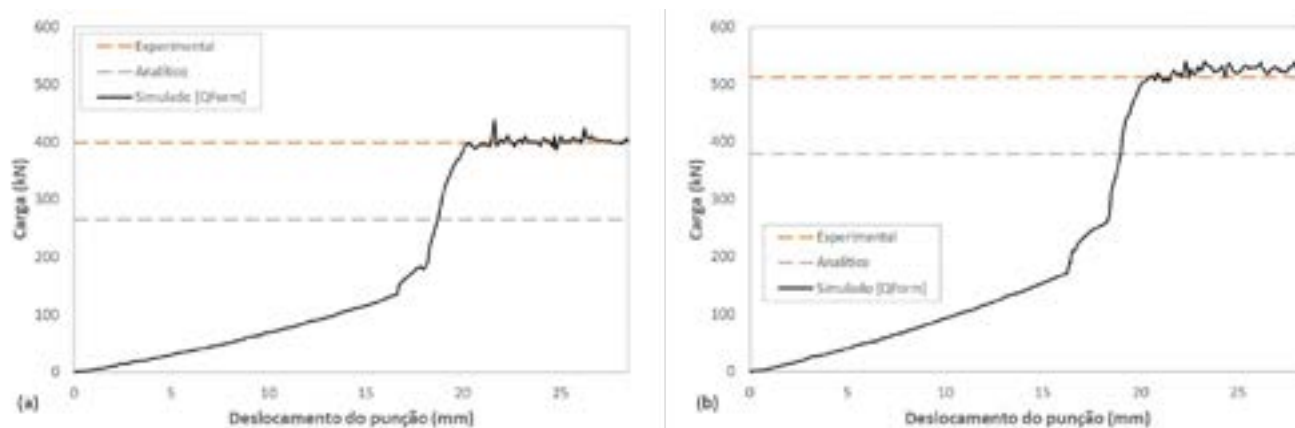


Figura 11 – Comparação das cargas de forjamento experimentais, analíticas e simuladas para os processos (a) sem e (b) com tratamento térmico.

## 5. CONCLUSÕES

Com a realização dos ensaios de compressão, identificou-se uma diferença bastante significativa entre as curvas de escoamento nas condições tratado e não tratado termicamente, o que pôde ser percebido no comportamento das forças de extrusão. Embora as tensões encontradas para a curva de escoamento do material na condição de tratado termicamente tenham sido significativamente maiores, o coeficiente de encruamento se manteve similar e em concordância com a obra de Schaeffer [4].

Analisando os dados obtidos na simulação numérica, pôde-se perceber que o controle dimensional do tarugo é mandatório para garantir o comprimento da peça, onde se justifica o uso de um material com a qualidade superficial trefilada.

Inicialmente, durante o projeto do ferramental identificou-se uma tensão tangencial induzida no processo de forjamento excessiva (976 MPa). Portanto, foi necessário redimensionar os anéis de blindagem para suportar a carga de forjamento. O novo projeto foi, portanto, testado e validado via análise por elementos finitos, sendo posteriormente confirmado em prática. Logo, obteve-se sucesso prático no forjamento. As peças foram, inclusive, submetidas a ensaios de líquido penetrante, certificando não haver possibilidades de defeitos.

Finalmente, foi possível eliminar o processo anterior de alívio de tensões por têmpera total e o processo posterior ao forjamento de laminação. Além disso, atingiu-se o requisito de produto no quesito rugosidade, o qual foi obtido através do forjamento.

## AGRADECIMENTO

Gostaríamos de agradecer ao Sr. Luiz Roberto Coutinho Manhães, por toda a sua atenção e dedicação em nos apoiar no desenvolvimento deste trabalho! Infelizmente, a pandemia não o permitiu apreciar este artigo. Mas temos certeza que, onde ele estiver, ficará feliz com o rumo que este trabalho tomou!

## Referências

- [1] Chalinski, T. N. *Conformação a frio em aços endurecidos termicamente*. Monografia, São Leopold: UNISINOS, 108p., 2021.
- [2] Schaeffer, L. e Gonçalves, L. L. Considerações sobre o processo de forjamento a frio. *Revista Forge*, p28-31, Set-Dez 2014.
- [3] Button, S. T. *Planejamento do processo e projeto de ferramentas para o forjamento a frio*. UNICAMP, p33-57, 1999.



- [4] Schaeffer, L. *Conformação Mecânica Cálculos Aplicados em processos de Fabricação*. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2007.



# New digitalization approaches in forging technology

M. Liewald <sup>(1)</sup>  
T. Deliktas <sup>(2)</sup>  
C. Karadogan <sup>(3)</sup>  
A. Schott <sup>(4)</sup>  
J. Jakobs <sup>(5)</sup>  
T. Amann <sup>(6)</sup>

## ABSTRACT

Forming technology has a high potential for digitalization in the course of Industry 4.0. In particular for bulk metal forming, new approaches to digital process monitoring, process control and workpiece tracking can make a major contribution to improving the quality of pressed parts. Therefore, the Institute of Metal Forming Technology (IFU, University of Stuttgart) has elaborated contributions to the digitalization of forming processes in various research projects. The first digitalization approach in this paper refers to hot forging, since these processes are barely designed with data gathering systems to get correlations of quality fluctuations on the pressed parts. To demonstrate the benefits a cyber-physical forging process chain with an integrated workpiece tracking system was developed. The real-time data analysis coupled with an Artificial Neural Network-based process control system was able to foresee, prevent, record and if necessary separate rejects after pre- and final forging. A further approach presented in this report applies to cold forging. Due to the so far missing process monitoring in cold forging, an additively manufactured cold forging tool with integrated functionalities was developed. As functional features a close contour fiber sensor for temperature measurement, a cooling system and a lubrication system were integrated into the die. This cold extrusion die was tested experimentally under serial production-like conditions. Thereby the integrated functional features for process digitalization were used and gathered data were recorded. The final digitalization approach presented comprise a thin-film sensors applied onto the surface of cold forging tools. Therefore, a new mechanical tool for a can backward extrusion process was designed by IFU Stuttgart to integrate a smart punch equipped with a multifunctional thin-film sensor system by the Fraunhofer IST as well as a related data logging system built up by Hahn-Schickard. The presented sensor layout should enable the temperature measurement at selected points on the punch surface to investigate the specific temperature increase due to the forging operation. All approaches presented in this paper enhance the possibilities of digitalization in forming technologies, especially the data gathering and monitoring in hot and cold forging processes.

*Key words* — *Forging, digitalization, process monitoring, process control, workpiece tracking, thin-film sensor.*

<sup>(1)</sup> Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c.; Institute for Metal Forming Technology, University of Stuttgart, Germany

<sup>(2)</sup> M. Sc.; Institute for Metal Forming Technology, University of Stuttgart, Germany, E-mail: tahsin.deliktas@ifu.uni-stuttgart.de

<sup>(3)</sup> Dr. sc. techn.; Institute for Metal Forming Technology, University of Stuttgart, Germany

<sup>(4)</sup> M. Sc.; Fraunhofer Institute for Surface Engineering and Thin Films IST, Braunschweig, Germany

<sup>(5)</sup> M. Sc.; Fraunhofer Institute for Surface Engineering and Thin Films IST, Braunschweig, Germany

<sup>(6)</sup> M. Sc.; Institute for Metal Forming Technology, University of Stuttgart, Germany

## 1. INTRODUCTION

Metal forming technology has already been established for decades in the manufacture of many different automotive components. This is because forming processes in general and cold forging processes (e.g. cold extrusion) in particular offer uninterrupted fiber flow in the pressed part, strain hardening, high surface quality and short production times. By means of bulk forming processes, it is possible to manufacture functional components such as gears, drive shafts, and screws in economical series production processes [1]. However, the increasing requirements of the automotive sector necessitate greater precision as well as more time- and material-efficient bulk forming processes. In particular, reduced reject quantities, higher shape and dimensional accuracy and increased surface quality are demanded. Due to the extreme tool loads on bulk forming tools, these goals can only be achieved through the complete digitalization of forming processes. In the context of Industry 4.0, a holistic digitalization of forming processes is necessary, which includes digital process monitoring, process control and reliable workpiece tracking. In this paper, three methodical approaches are presented to attain these goals in the field of bulk metal forming. The first approach concerns tracking hot forged components and gathering process data, which are evaluated by means of an Artificial Neural Network (ANN). Aim of this approach includes to foresee, to prevent, to record and, if necessary, to separate scrap parts after pre- and final forging. Another approach consists in the integration of functional features (e.g. sensors, cooling channels) into a cold extrusion die using additive manufacturing processes. The last approach reported about involves the concept of smart coatings applied onto cold forging punches to enable the measurement of punch wear, punch surface temperature and eccentric load distribution on the punch during the operation.

## 2. DIGITALIZATION OF HOT FORGING PROCESSES

This study in detail does present developed approaches and used tools for cloud computing, adaptive process control and adopted manufacturing machine equipment that enable a joint system for digitizing a hot forging process. Workpiece tracking renders the measurements of process and state into a coherent big-data-structure, on which machine learning strategy and design of adaptive process control can be based. Cloud technologies serves as a powerful platform for the digitalization. Real-time data acquisition and high performance computing on a real-time database not only provides an agile solution for process control but also provides a flexible web-based platform for visualization objectives in any context. An on-site assistance system does visualize relevant press machine and equipment status and process information, that can help the machine operator to make the right decisions during production. The process history or overview on process flow too can be displayed on any device connected to the internet.

### 2.1 Workpiece tracking

The billet preparation by sawing or turning is finalized by measuring the billet dimensions and marking an identity number (ID) associated with the dimensional and material information on the billet by a QR-Code using laser-marking technology. Combined with the sequential processing and virtual tracking of the workpiece, laser-marking is basically demonstrated to work in harsh and hot forging environment especially for aluminum, from inductive heating to forging and even including the following sand blasting operation, Figure 1. The laser-marking carrying the numerical identity up to four digits, could be refreshed when required within 3-5 seconds depending on whether or not the QR-Code is augmented with the corresponding clear text [2].

The manufacturing process of the model factory (laboratory conditions) is a two-step hot forging process, bringing together a closed-die and an open-die forging operations together. Before the forging process starts the inductive heating of the billet is performed with customized process parameters, considering the information about the billet obtained through QR code scanning. Inductive heating of the next billet is performed during the forging of the previous workpiece. The model factory, in this sense, demonstrates the practicality of virtual workpiece tracking strategy in case of concurrent but sequential processing of many workpieces. The content of the scanned QR-Code is sent to the cloud-server that returns the initial optimal settings of all process parameters in the process chain. Having the previous workpiece forged and returned on the stacking table, the robot performs the lubrication of dies during the inductive heating of the current billet with the right amount proposed by the cloud-server. The stopping distance blocks between upper and lower die are adjusted specific to the current billet properties by precise press ram positioning function. Aim of this ram positioning to control stopping distance blocks is the prevention of

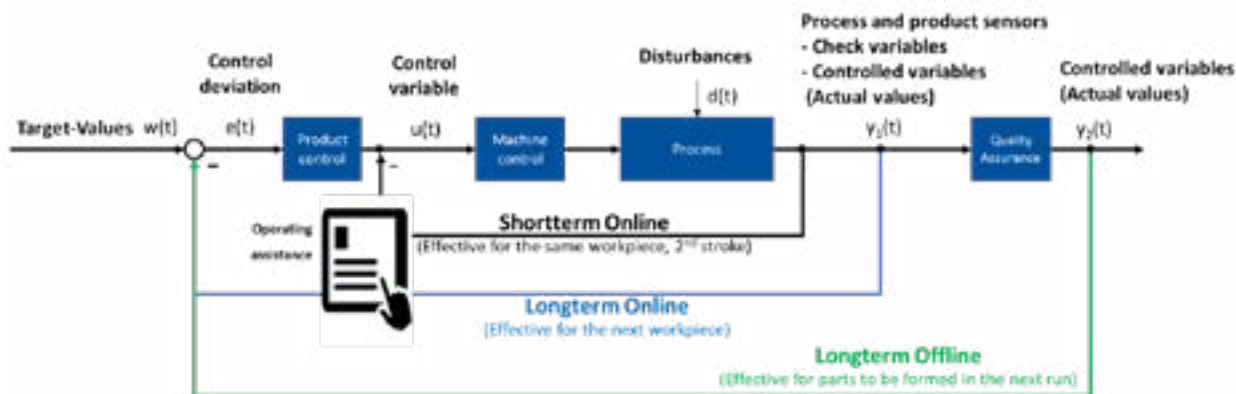
the undesired defects like the flash formation in the closed dies. Preform is forged in closed dies in this study, so displacement and force of ram as well as die temperatures are measured and are sent to the cloud-server. Before the workpiece is transferred to the final forging die, the robot moves the workpiece shortly under the laser profilometer and pyrometer for the geometry and temperature measurements. Such data are also shared with the cloud-server but also used to decide whether the parts quality is still acceptable for further processing in the final forging step. If the flash formation is detected as too large by the geometry measurement, workpiece is not processed further in the second forging stage and robot brings the part to scrap box. The workpiece counter on the cloud-server is automatically updated accordingly to the actual state of workpiece tracking system. Meanwhile, stopping distance is once again adjusted for the second forging step specific to the current workpiece properties and measured sensor values of the process route. Second forging step is performed in a similar manner followed by a geometry and temperature measurement before the robot brings the part onto the stacking table. Measured values of entire process are associated with the workpiece ID and do later define whether achieved quality appear acceptable or not. Robot places the processed parts on the stacking table in the same processing order as part of the workpiece tracking strategy.



**Figure 1:** Model factory, fully automated and digitalized two-stage hot forging of Al6060.

## 2.2 Process Control Strategy

To utilize the experience of the operator and to eliminate unexpected system malfunctioning an assistance system is programmed as the main gateway of the control system. Assistance system allows the operator to check, to correct and to approve the process parameters suggested by the cloud-server and its system behind. Cloud-server performs in this context the tasks of property control unit and process planner as shown in Figure 2. Three levels of feedback in terms of distinctive control strategies being applicable to such kinds of manufacturing processes are illustrated: Realtime Inline Control Strategy is capable of adapting the upcoming process parameters regarding the history and the actual measurements from processing of the current workpiece. Process parameters are altered only between the process steps, but not during a single process step. Longterm Inline Control Strategy considers process parameters, which cannot be altered fast. Tool temperatures for example belong to the basic concern of this control loop. Longterm Offline Control Strategy requires the microstructural or detailed quality analysis to supply especially suggestions on limits of process parameters. Tool temperature, billet heating temperature and forming speed, which are influential factors on microstructural properties, are the basic concern of this kind of control loop. All control loops are effective through the assistance system requiring the approval of the operator in any case. Inline measurement of process parameters and workpiece properties (such as geometry and temperature) contribute to the database of the metamodel used by the controller. For this purpose, scrap are as useful as acceptable parts in improving the metamodel. Theoretically, it is possible to update the metamodel after each workpiece or after a batch of production. Artificial neural networks (ANN) constitute an appropriate framework providing the possibility of model enhancement with each single data point or with a group of data points. Utilized ANN machine learning strategy, the computational infrastructure of cloud-server and the user interface of the assistance system are introduced next.

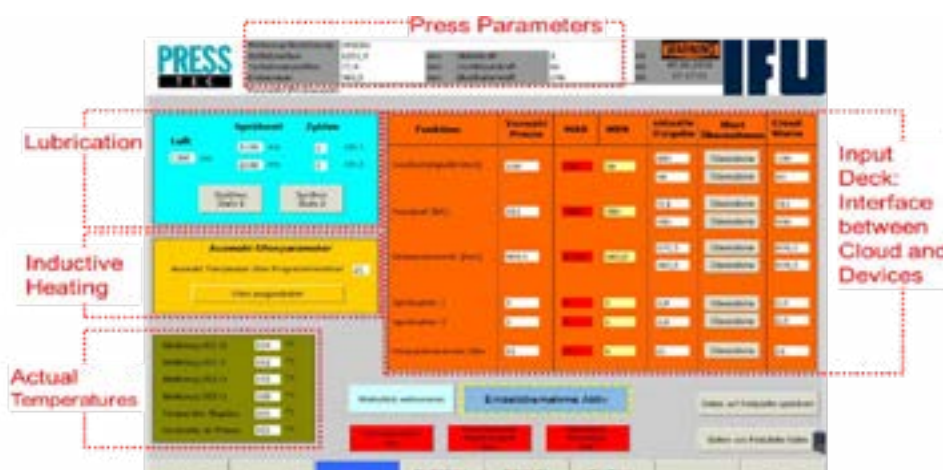


**Figure 2:** Control strategy of the model forging factory

### 2.3 Cloud technologies for data storage, computation and assistance system

Cloud technologies provide a flexible platform for the Internet of Things (IoT). Storage of the manufacturing process state and process data at a common location enables big-data analysis to identify strong or weak correlations. These correlations open the way to drive deeper understanding of physics of process, which are usually not visible to human. Internet based handling of data is also the most flexible approach to make it available at any location and in any format as required. States values and current values can be delivered to press operator on any device panel or even on a wearable visualization device. The overall performance of the production chain can be demonstrated on a web-based tool on the computer (or the tablet) to the production engineer. In this study a real-time database is used for the association of workpiece identity and process parameters along the entire process chain. It allows an online tracking of single parts or batches.

The basic and crucial assistance system used by the press operator is installed on the control panel of the press. Figure 3 shows the parameter monitoring and data input section of the assistance system used at the model factory. The input deck on the right side colored in orange receives the process parameters proposed by the cloud-server and allows the operator to control, to accept or to alter these values before sending to the manufacturing system devices. The manually adaptation of parameters by the operator is an error-prone task on the one hand. On the other hand, the operator is obliged to provide correct parameters for each peripheral device and for each forging step within the right time period. Hence, the automated flow of data to their correct destination or software (to the press or to the peripheral devices: lubrication system, inductive heating system, etc.) regarding the tracking of workpieces in the process chain eases the task of the operator drastically.



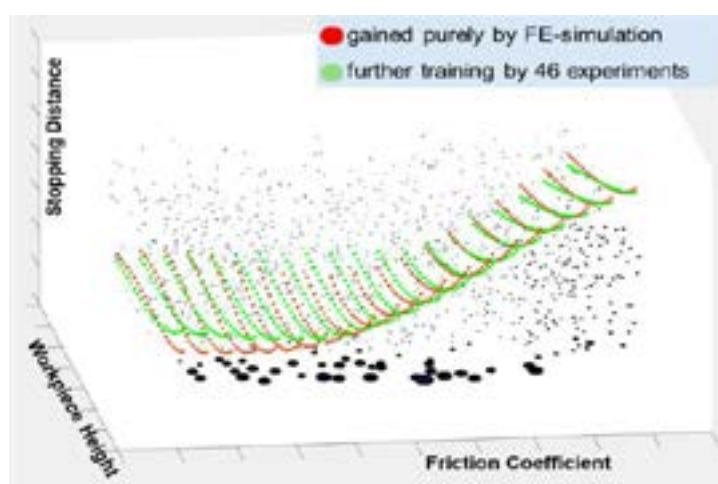
**Figure 3:** Interface of the machine screen based assistance system on the control panel of the press.

### 2.4 Application of Machine Learning in process control

An artificial neural network (ANN) with one hidden layer having 10 neurons is to serve as the control algorithm for each actuated process parameter in the cloud-server, i.e., for each actuated process parameter (such as; inductive heating temperature and stopping distance, which is the final gap between



the impact surfaces of the upper and lower die sets) a separate ANN was preferred. In order to reduce the amount of experiments necessary for the training, FEA are used to pre-train the ANN [3]. Figure 4 demonstrates the response surface (which is generated only for illustration objectives) for the process parameter “Stopping Distance” trained by 1000 FEA in red color. Spheres are used in this figure as data points to represent the flash height (in terms of sphere diameters) after the first forging step. This is to be minimized basically by finding the proper combination of workpiece height, stopping distance, amount of lubrication and workpiece heating temperature. The distribution of data points in Figure 4 are such that the group with minimum possible flash height is separated by a hypothetical surface from the data points having remarkable flash heights, which is undesired. The optimal value for most effective stopping distance can be found on this hypothetical surface. The mentioned ANN until now is capable of learning the ground truth behind this hypothetical response surface and to calculate the optimal parameter set, which can be used, for example, for the computation of stopping distances. Thousand data points gained by FEA of the forging process allows for the sufficient initial training of network. Afterwards, a series of forging experiments have been performed in this study yielding acceptable quality or scrap production. ANN is further trained with only 46 experimental data points and the response surface evolves to capture the experimental evidence. This new model is now capable of yielding less amount of scrap.



**Figure 4:** Response surfaces (for illustration objectives) generated by the trained ANN for “Stopping Distance”. Data point diameters represent the undesirable flash height of workpiece.

### 3. ADDITIVELY MANUFACTURED COLD EXTRUSION DIE WITH INTEGRATED FUNCTIONAL ELEMENTS

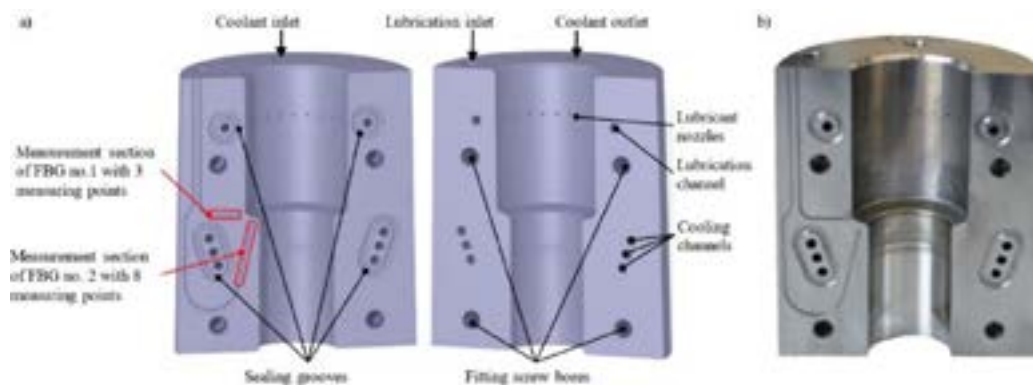
Integrating functions such as cooling systems, temperature and strain sensors as well as actuators for mechanical strain compensation into cold extrusion dies can achieve a technological leap enabling a wider spectrum of metallic components to be manufactured by cold forging. Thus, a cold extrusion die for full forward extrusion with respect to the design possibilities of additive manufacturing technology was developed at IFU Stuttgart. Functional cavities and hollow spaces were introduced into this die to enable the integration of sensory and actuator functional elements and hence to digitise the process.

#### 3.1 Tool design

The design of the cold extrusion die with cavities for the integration of functional elements is shown in Figure 1a. A special feature of the die is its vertical division, which requires a connection of both halves via fitting screws. This division is intended to enable a later modification of the inserted sensors as well as the application of additional functional elements (e.g. strain gauges etc.).

The outer dimensions of the cold extrusion die are  $\varnothing 52.1$  mm x 60 mm, whereby the die cavity has a strain of  $\varphi=0.4$ . Several functional elements were integrated into the die. A total of 24 lubricant nozzles with a diameter of 0.3 mm were distributed along the billet container to enable the application of impact extrusion oils during forming and thus a systematic manipulation of the tribological system. The lubricant nozzles are also used to apply additional lubrication between the forming strokes. In addition, the cold extrusion die was designed with a cooling channel system close to the contour of the forming chamber to enable effective control of the die temperature.



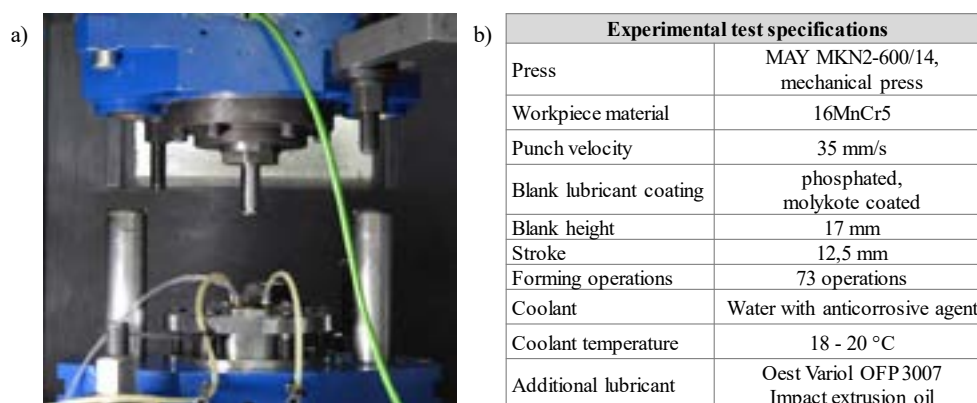


**Figure 1:** Additively manufactured cold extrusion die with integrated functional cavities, a) 3D model, b) manufactured die after machining

The cold extrusion die was manufactured in an additive manufacturing process selective laser melting using the material 1.2709 followed by heat treatment. Subsequently to the additive manufacturing process, both tool halves were post-machined in order to attain the tool requirements. Figure 1b shows one half of the die after the machining process. In addition, two channels for the insertion of two Fibre Bragg Grating (FBG) sensors were machined into the separation plane of the die during the machining process. Fibre Bragg Grating sensors are fibre-optic sensors with a diameter of 125  $\mu\text{m}$  that enable the measurement of process variables such as temperature, elastic strain in the die body and internal pressure. For strain measurement using an FBG sensor, a material interlock of the fibre with the component material is required in order to transfer mechanical strains occurring in the component to the sensor. By contrast, temperature measurements based on the thermal expansion of the fiber sensor explicitly do not require a material connection between the fiber and the component in order to prevent a possible transfer of the mechanical load to the sensor and the resulting distortion of the measurement results [4]-[8]. In our study, the material-locking connection of one of the two FBG sensors to enable strain measurement was omitted initially. The basic feasibility of additively manufactured cold extrusion tools with structural weaknesses was to be demonstrated. In addition, the functional elements integrated into the cold extrusion die were to be validated in order to achieve a methodical elaboration of the aimed process digitalization.

### 3.2 Experimental test setup

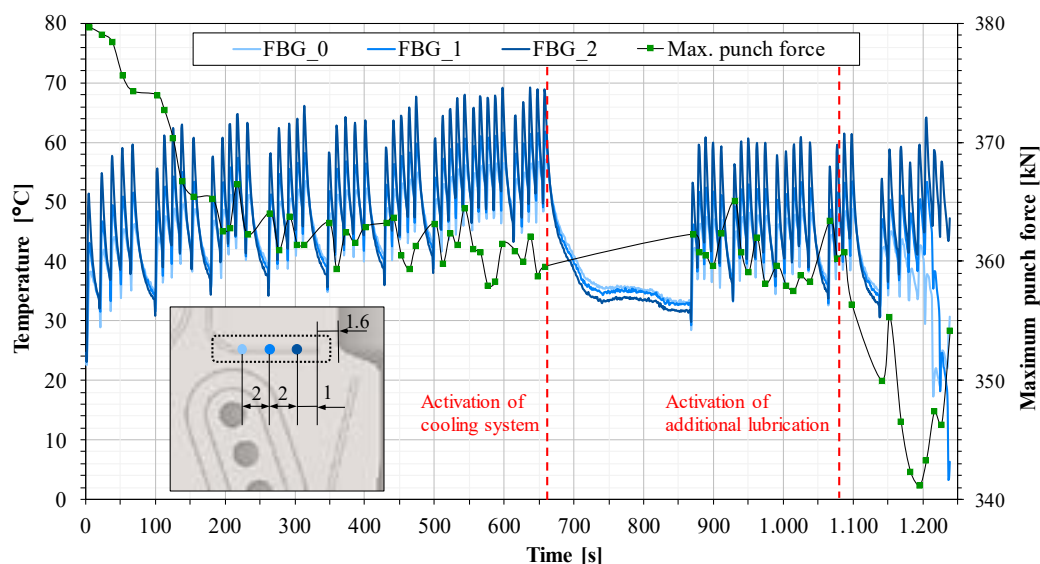
The test tool shown in Figure 2a was set up in the mechanical press MAY MKN2-600/14 in the test field of the IFU in order to conduct experimental endurance tests. For testing the functionality of the cooling system in the die, the die was tested with the available cooling water system of the IFU Stuttgart. A syringe was connected to the lubricant inlet of the die via a silicon hose in order to inject impact extrusion oil into the die during the test. Furthermore, the FBG sensor No. 1 was inserted into the channel provided for this purpose (shown in Figure 1a). The experimental endurance test with the workpiece material 16MnCr5 was performed by sequential manual insertion of the blanks into the test die. All experimental test data are illustrated in Figure 2b. The blanks were phosphated and preventively coated with molykote to avoid failure of the additively manufactured tool during the test.



**Figure 2:** Experimental test setup, a) test tool, b) experimental test specifications

### 3.3 Experimental test results

The endurance test was performed with 73 workpieces made of the material 16MnCr5. During the performance test, the die temperature was measured using FBG sensor No. 1 at three measurement points (shown in Figure 1a). In addition, the punch force was measured during each forming operation using the load cell in the upper tool frame. The measured test data was evaluated and is shown in Figure 3. The course of the maximum punch force as a function of the number of forming operations shows an abrupt drop in the maximum punch force within the first ten forming operations. It is assumed that this decrease in the maximum punch force is due to the reduction in the friction coefficient of the molykote lubricant as a result of the increase in tool temperature [9]. In the further course of the experimental endurance test, the die temperature increases steadily and reaches a maximum of almost 70 °C after the 45<sup>th</sup> forming operation. In the period between the tenth and the 45<sup>th</sup> forming operation, the measured punch force peaks decrease due to the steadily increasing tool temperature and the associated reduction in the friction coefficient. After the 45<sup>th</sup> stroke, the cooling system was activated and the die temperature was reduced from 70 °C to 31 °C within approx. 200 seconds. As a result of the reduced tool temperature, an increase in the friction coefficient of the molykote lubricant can be assumed, which led to an increase in the maximum punch force at the 46<sup>th</sup> stroke. Thus, a stabilization of the maximum punch force was observed between the 46<sup>th</sup> and 62<sup>nd</sup> forming operations. At the end of the endurance test a fluctuation of the measuring signal was observed. This fluctuation was due to the fact that the sensor was touched during the manual insertion of the billets.



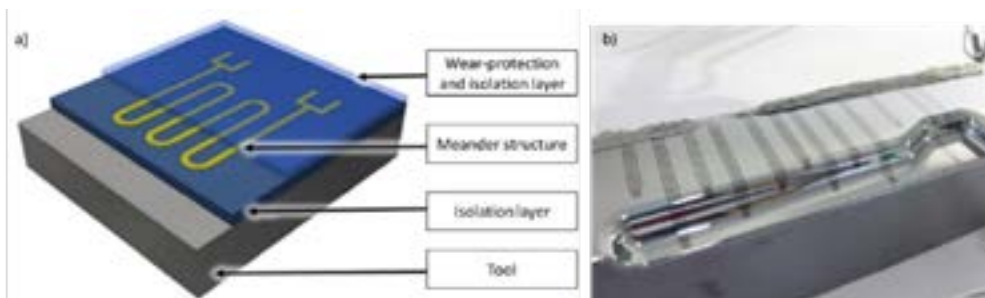
**Figure 3:** Results of the experimental endurance test

## 4. MULTISENSORY PUNCHES FOR COLD FORGING

A central subject of digitization approaches is the extension of data gathering possibilities for process control objectives. Therefore, new sensor solutions are to be developed and integrated in the forging process to gain previously unknown process data or improve the data accuracy. For this purpose, a concept of multifunctional thin-film sensors on cold forging tools is presented in this study.

### 4.1 Functionality and structure of thin-film sensors

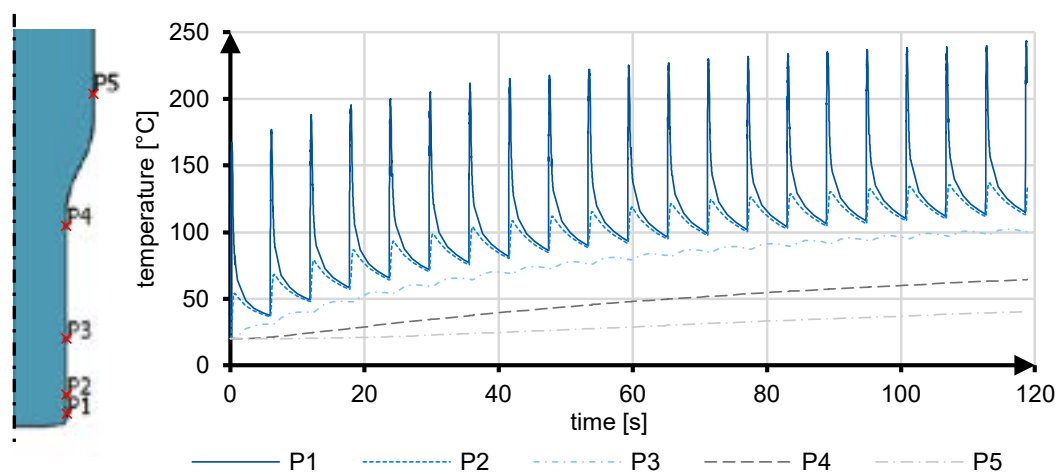
Thin-film sensors consist typically of different functional coatings. The Fraunhofer IST has developed various thin-film sensors to measure force and/or temperature in different industrial applications [10]. A thin-film sensor system for temperature measurement, which is based on positive temperature coefficient (PTC) thermistors, is exemplarily shown in figure 7 [11]. The temperature sensor structure is designed in the geometry of a meander to achieve a higher accuracy of the locally measured temperature [11]. One significant point to build up a thin-film sensor is to enhance a sufficient electrical isolation with a layer system between the metal tool surface, the sensor structure and the workpiece. On top a protective layer is applied to increase the wear-resistance of the multifunctional thin-film sensor. Due to the high normal pressure between tool and blank and the resulting shear stress during forming process a new top layer system should be developed in this project to improve the wear resistance as well as the tribological characteristics of the multifunctional thin film sensor system.



**Figure 4:** a) Schematic of thin-film sensor for temperature measurement, b) Sensor structures on the die [11].

#### 4.2 Process simulation

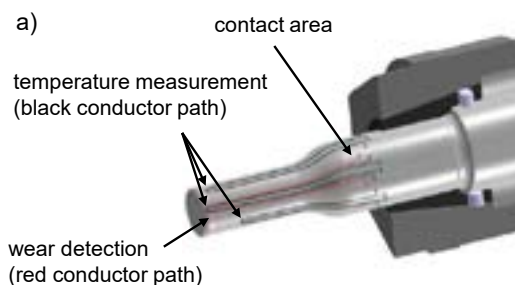
To investigate the potentials of such thin-film sensors on the surface of cold forging tools a can backward extrusion process was selected. The punch was designed with a diameter of 16.0 mm in the punch land and largest possible radii between different diameters in the affected areas. Based on FEM-simulation, a maximum punch load of about 640 kN and a normal contact pressure up to 3,000 N/mm<sup>2</sup> were calculated for can backward extrusion of a workpiece from C15E2C with an initial diameter of 22.2 mm. These process characteristics lead to challenging tribological conditions for the coating system on the punch surface. Furthermore, the temperature profile at five different points along the punch surface was analyzed in a continuous simulation with about 10 strokes per minute. Due to each forging stroke the temperature curve of P1 shows a temporary increase of about 140 °C as shown in Figure 5. This huge increase is caused by the direct contact between punch and workpiece. Contrary to point P1, points P2 to P5 (Fig. 8, left) are heated only by heat conduction within the punch. Thus, these points had a significantly lower temperature rise during the forging stroke. After 20 press strokes, the temperature profiles of P1 and P2 show an almost constant behavior of heating and cooling during a press stroke, while P3 to P5 indicate still an increasing behavior due to heat conduction.



**Figure 5:** Numerically calculated temperature profiles of selected surface points along the punch

#### 4.3 Concept of the sensor design

Based on the results of temperature simulation a sensor design is developed that arranges temperature meander structures in three different areas along the punch to evaluate the temperature gradient along the front part of the punch. The thin-film sensors will be applied at points P1 to P3 to the punch surface. If P1 fails due to increased wear, the temperature at P1 will be still extrapolated from P2 and P3. The metallic sensor structures will be measured by a four-wire-technique. Therefore, a constant current is applied by two contacts and at the same time the voltage drop is detected via the other both contacts to reduce the impact of the long conductor paths. With such a sensor design it will be possible to measure a temperature profile in situ during the forming process. In addition, a conductor path in the punch land is planned to detect the tool wear. Progressive surface damage leads to a splitting of the conductor path and therefore to a jump in resistance. All sensor structures are led with thin film-based conduction paths in an unloaded area of the punch, where they will be soldered with wires and connected to a data logging module.



**Figure 9:** Designed sensor layout for temperature measurement

#### 4.4 Outlook

In the further course of the project, the smart punch will be fabricated and investigated in experimental tests to evaluate the wear resistance of the thin-film system and the sensory functions. Thereby, the temperature profile along the punch surface will be determined for the first time. These process data enable a controlled start-up phase of cold forging processes. In addition, numerical simulation had indicated a strong dependence between temperature and friction. Thus, progressive wear due to a higher temperature rise during forging can be detected. Next to temperature measurement thin-film sensors enables the measurement of normal pressure. It is expected that the additional integration of thin-film sensors for force and force distribution measurement could allow further potentials for the data gathering in cold forging with regard to axial load distribution in the cross-section due to lateral forces at the punch.

#### 5. SUMMARY

In this paper, three different approaches to the digitalization of bulk forming were presented. Described approaches in fact do disclose a high potential to increase the production output in forging technology and to increase the quality of the produced components at the same time. In the first approach, a model factory for forging aluminum components was presented. In this model factory, being realized under laboratory conditions at the Institute for Forming Technologies at the University of Stuttgart, various methods for process digitization were demonstrated, such as component tracing, process control, cloud-based data processing, machine learning, etc. Based on the obtained results, it was shown that used methods in the model factory in fact provide a more robust forging process. In the second approach presented, additive manufacturing technology was used to produce an extrusion die. Here, given freedom of additive manufacturing in the design of die structure was used to integrate numerous channels within the die. In this way, various functional elements were integrated into the die, which enabled process monitoring and control. By means of experimental forging tests in continuous operation, the applicability of additively manufactured impact extrusion dies was demonstrated. Furthermore, the functionality of the integrated functional elements could be demonstrated. The third approach presented was in the form of a concept in which a multifunctional thin-film system is to be used to functionalize forming tools. The concept describes a novel tool design for the systematized application of thin-film sensors. By coating an extrusion punch with these thin-film sensors, the measurement of process temperature, tool wear and force or force distribution is to be realized.

#### Acknowledgements

The research to the first approach was conducted in the scope of the R&D program “Digital Technologies” (PAiCE) funded by the German Federal Ministry for Economic Affairs and Energy (BMWi).

The research to the second approach was conducted in the working group “Arbeitskreis für Entwicklung und Erforschung des Kaltpressens“.

The research on the third approach is conducted in the scope of iGF project No. 21520 N of the “Forschungsvereinigung Stahlverformung e.V.” and “Hahn-Schickard Forschungsgesellschaft” via the “Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen ‘Otto von Guericke’ e.V.” in the scope of the “Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung” (iGF), which is funded by the German Federal Ministry for Economic Affairs and Energy (BMWi) on the basis of a resolution of the German Bundestag.

## References

- [1] K. Lange and M. Kammerer, *Fließpressen*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2008.
- [2] M. Liewald, C. Karadogan, B. Lindemann, N. Jazdi, and M. Weyrich, "On the tracking of individual workpieces in hot forging plants," *CIRP J. Manuf. Sci. Technol.*, vol. 22, pp. 116–120, 2018.
- [3] M. Liewald, C. Karadogan, B. Lindemann, N. Jazdi, and M. Weyrich, "Performance Increase in Forging Through Workpiece Tracking , Adaptive Control and Machine Learning," in *New Developments in Forging Technology*, 2019, pp. 177–196.
- [4] Y. J. Rao, "In-fibre Bragg grating sensors," *Meas. Sci. Technol.*, vol. 8, no. 4, pp. 355–375, 1997.
- [5] K. O. Hill and G. Meltz, "Fiber Bragg grating technology fundamentals and overview," *J. Light. Technol.*, vol. 15, no. 8, pp. 1263–1276, 1997.
- [6] A. D. Kersey *et al.*, "Fiber grating sensors," *J. Light. Technol.*, vol. 15, no. 8, pp. 1442–1462, 1997.
- [7] D. Havermann, J. Mathew, W. N. MacPherson, R. R. J. Maier, and D. P. Hand, "Temperature and Strain Measurements With Fiber Bragg Gratings Embedded in Stainless Steel 316," *J. Light. Technol.*, vol. 33, no. 12, pp. 2474–2479, 2015.
- [8] "<https://fbgs.com/de/technology/fbg-principle/>," *Date Accessed: 06.03.2020*. .
- [9] C. Müller, P. Groche, O. Oehler, P. Scherzinger, and M. Twickler, "Temperaturoberwachung und die tribologischen Folgen bei Produktionsbeginn der Kaltmassivumformung," *Schmiede-Journal*, pp. 28–32, 2014.
- [10] A. Schott, S. Biehl, G. Bräuer, and C. Herrmann, "Thin Film Sensor Systems for Use in Smart Production," in *Technologies for Economic and Functional Lightweight Design: Conference Proceedings 2020*, 2021, p. 220.
- [11] M. Plogmeyer, J. Kruse, M. Stonis, N. Paetsch, B.-A. Behrens, G. Bräuer, "Temperature measurement with thin film sensors during warm forging of steel" in "Microsystem Technologies", 27 (7), p. 3814-3850, 2021.





# AUMENTO DE PRODUTIVIDADE EM PROCESSOS DE FORJAMENTO ATRAVÉS DA REDUÇÃO DE DESPERDÍCIOS

Leonardo Pitrez Guinsburg <sup>(1)</sup>

Lirio Schaeffer <sup>(2)</sup>

Emerson Primaz <sup>(3)</sup>

Guilherme Oliveira Goulart <sup>(4)</sup>

Juliano Souza da Silva <sup>(5)</sup>

## RESUMO

O presente trabalho visou a utilização de técnicas amplamente conhecidas da manufatura enxuta em processos de forjamento para obter aumentos de produtividade e redução do tempo de processamento com baixos investimentos. Após identificados desperdícios de movimentação, transporte, espera, superprodução, estoque, processamento em excesso e habilidades não utilizadas, além de oportunidades de melhoria no fluxo produtivo, ações foram implementadas levando a produção a novos patamares. Os resultados mais expressivos foram a redução do tempo de setup de 1 hora e 18 minutos para 12 minutos, redução de tempo jateamento liberando mais de 31 horas de hora máquina no mês, aumento de produtividade de uma célula de forjamento em mais de +24%.

**Palavras-chave:** Forjamento; Manufatura Enxuta; Jateamento de Gralha; Sistema Toyota de Produção; Troca rápida de ferramenta.

## ABSTRACT

This paper aims to apply techniques widely known thanks to lean manufacturing to provide significant increase of productiveness in a forging company to obtain significant increases in productivity with low investments. After identifying several waste (movement, transport, wait, over production, over processing, abilities not used and inventory) and improvements opportunities in the shop floor, actions were implemented taking production to new levels. Reduction of the setup time from 1 hour and 18 minutes to 12 minutes, reduction of shot blasting time releasing more than 31 hours of machine time per month, through the cell balancing technique increased productivity in +24%.

**Key words:** Forging; Lean Manufacturing; Shot blasting; Toyota Production System; Single Minute Exchange Die.

<sup>(1)</sup> M. Sc., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, leonardopg@hotmail.com

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Ing., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, schaefer@ufrgs.br

<sup>(3)</sup> Mestrando, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, emerson.primaz@hotmail.com

<sup>(4)</sup> Mestrando, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, og.guilherme@yahoo.com.br

<sup>(5)</sup> Mestrando, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, fo\_juliano@hotmail.com



## 1. INTRODUÇÃO

O ser humano vive em um mundo em constante mudança. Novas tecnologias estão sendo lançadas constantemente podendo tornar negócios antigos não competitivos frente a acirrada concorrência global. Entre 2013 e 2016 os investimentos no setor de transformação reduziram 23,85%, considerando que os custos dos equipamentos aumentam ano a ano, isso significa que o setor vem se desatualizando de forma muito acelerada [6]. No caso de forjarias brasileiras, muitas possuem parque fabril composto por máquinas com mais de 30 anos de operação, pré indústria 4.0, o que significa baixo nível de automação e controle. Frente a este cenário, a redução de desperdícios se apresenta como uma alternativa para aumento de produtividade.

A produção enxuta surgiu no Japão após o final da segunda guerra mundial [7]. A escassez de recursos como mão de obra, máquinas e matéria prima formou o cenário para o surgimento de uma nova forma de trabalho [14]. Não havia espaço para desperdícios. Foi então que as técnicas hoje amplamente aplicadas as indústrias de manufatura foram criadas. Originalmente estas técnicas foram chamadas de Sistema Toyota de Produção (STP), mas depois de sua popularização passou a ser conhecida por Produção Enxuta.

## 2. MÉTODOS

Existem diversas linhas de trabalho e cada evento deve ser estudado para que sejam escolhidas as técnicas mais adequadas para o processo que se objetiva aprimorar [7]. O STP apresenta diversos princípios [5], porém algumas técnicas costumam aparecer com mais frequência, pois são de fácil entendimento, média dificuldade de aplicação e podem gerar grandes resultados. Sete perdas do sistema Toyota de Produção, Troca Rápida de Ferramenta, nivelamento da carga de trabalho foram aplicadas em diversos processos produtivos e podem ser replicadas em qualquer processo, pois não existe processo produtivo sem desperdícios. Quando as técnicas apresentadas são somadas ao conhecimento técnico do processo o resultado é potencializado.

### 2.1. Sete perdas do Sistema Toyota de Produção (STP)

A filosofia de eliminação de perdas é a base do Sistema Toyota de Produção e grande parte das ferramentas deriva deste conceito, chamado no Japão de “muda” [5]. Desperdício é tudo o que não agrega valor para o cliente [2]. Agregar valor em qualquer processo significa transformar, seja fisicamente um produto, eletronicamente dados em informação, realização de um serviço ou atividade que o cliente deseja e está disposto a pagar [5]. Por exemplo: Cortar uma barra para transformar em blank e deformar plasticamente um blank. O que não agrega valor compõe as sete perdas destacadas na Figura 1.



**Figura 1:** Fluxo produtivo de um processo de forjamento a quente.

**Superprodução:** O pior desperdício (pois potencializa os demais) [5], é percebido quando se faz mais peças do que o necessário. Gera ocupação da Mão de Obra e máquina, aumenta transporte e estoque. Um exemplo são os lotes mínimos, muitas vezes defendidos como lotes econômicos, pois mascaram um problema de troca lenta de ferramenta.

**Defeitos:** Quando o produto não atende as especificações. É requerido retrabalho, inspeção ou

até mesmo descarte.

**Processamento excessivo:** Quando se faz mais do que o cliente necessita. Como atingir um nível de acabamento superior ao necessário.

**Espera:** Quando o operador estiver parado aguardando a próxima peça chegar ou esperando a máquina automática terminar uma operação. Normalmente a espera é reflexo de atividades desbalanceadas.

**Transporte:** Movimentação de peças, matéria prima ou qualquer outro material.

**Movimentação:** Movimentos realizados pelos colaboradores (seja de braços, giro do tronco ou deslocamento).

**Estoque:** Material pronto na expedição e componentes entre etapas do processo estocadas temporariamente. Peças = dinheiro da empresa parado. Os estoques prejudicam o fluxo de caixa (imobilizam recursos e espaço). Gera atrasos no tempo de atravessamento e dificulta a percepção falhas diversas de planejamento de produção.

## 2.2. Nivelamento da carga de trabalho

O desejo de muitas empresas americanas é fabricar somente após o pedido do cliente, mas se as perdas não forem eliminadas, o que acontece é uma entrega defasada com a necessidade do cliente [5]. O nivelamento da carga de trabalho somado a redução de perdas é fator chave para reduzir o tempo de atravessamento [3].

Em modelos tradicionais de produção, se produz em lotes, afim de se obter economia de escala, mas devido os diferentes produtos que se fabrica na mesma linha este modelo é um grande gerador de desperdícios e ineficiências. O modelo de produção proposto pelo STP, onde se fabricam diferentes modelos em menores intervalos de tempo, reduzindo desperdícios e permitindo produzir a peça que o cliente quer no menor tempo possível.

As maiores vantagens de ter uma produção nivelada são permitir que se o cliente quer quando ele deseja, redução de estoques, uso balanceado de mão de obra e máquinas e uma demanda uniforme para os fornecedores.

O estado da arte de uma produção nivelada é quando a empresa consegue produzir de forma econômica todos os produtos todos os dias. Permitindo que sejam atendidas rapidamente variações de demanda do cliente sem maiores distúrbios na linha de produção.

O conceito de gargalo deve ser de entendimento claro. Cada etapa do processo demanda um certo tempo. A etapa mais demorada é a que limita a produção. Este é o gargalo. Pode ser observado pelo registro do tempo das atividades, observação de estoques intermediários antes desta operação ou operações seguintes ociosas.

## 2.3. Troca Rápida de Ferramenta (TRF)

A TRF é uma das ferramentas amplamente em associação a redução de desperdícios [8]. Tem por objetivo troca de ferramenta da produção atual para o próximo produto em um tempo menor que 10 min (remete ao nome da técnica em inglês: Troca de matriz em um dígito). Esta técnica é chave para a implementação do nivelamento de produção, pois permite a redução de tamanhos de lotes [5] inclusive em ambientes em que diferentes produtos disputando os mesmos recursos [8].

Existem diversas atividades que podem ser realizadas enquanto o equipamento está produzindo peças [5]. Estas etapas são chamadas de “setup externo” [1]. Algumas tarefas só podem ser realizadas com a máquina parada, como por exemplo a troca de uma matriz. Estas serão chamadas de “setup interno” [1].

A primeira análise a ser realizada é a possibilidade de trocar os setups internos em externos [1] [5] [10] [15]. É surpreendente o número de atividades que são realizadas apenas quando a máquina para e que podem ser realizadas enquanto o equipamento ainda está produzindo [1].

## 2.4 Processo de forjamento

Forjamento é um processo de conformação mecânica largamente empregado na indústria metal

mecânica, pois reduz custos e aumenta a competitividade das empresas que dominam esta arte milenar. O forjamento também se torna relevante porque torna possível atingir propriedades mecânicas que outros processos não conseguem alcançar [11].

O processo de forjamento é formado por diversas etapas bem definidas [12]. As etapas mais comuns são o corte, o aquecimento de billets, pre forma, forjamento, calibração, tratamento térmico e granalha [11]. A Figura 2 apresenta em formato de fluxo as etapas de um tradicional processo produtivo de forjamento.

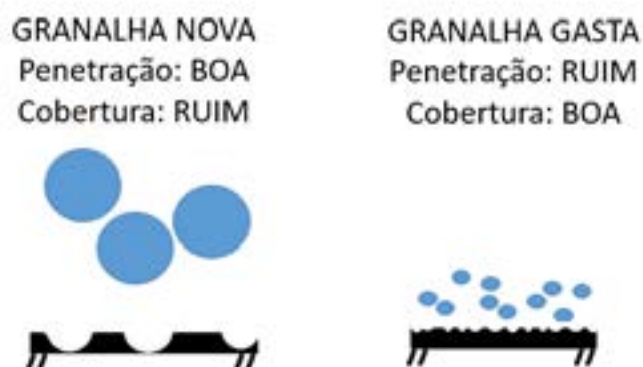


**Figura 2:** Fluxo produtivo de um processo de forjamento a quente.

#### 2.4 Processo de jateamento de granalha

Aços forjados a quente e deixados ao ar para atingir a temperatura ambiente formam muita carepa [12], o jateamento das peças é um excelente recurso para remoção de carepas [4]. As necessidades mais comuns para o processo de remoção da carepa são para evitar a contaminação do fluido de corte em operações de usinagem, quando é necessário preparar a superfície para receber pintura, incidir tensões compressivas ou até mesmo para melhorar a proteção contra oxidação para peças que ficarão estocas mesmo que por pequenos períodos [13]. Dependendo do produto e operações posteriores a operação pode não ser necessária.

A mistura de granalhas novas, médias e pequenas é mais adequado para garantir eficiência de limpeza (reduz tempos de processamento drasticamente) [4]. A granalha é formada por pequenas sessões de metal que vão desgastando cada vez que se chocam contra a peça, com o uso e reposições programadas se obtém um mix de granalhas novas, médias, pequenas e pó (cada uma tem papel fundamental na eficácia). As novas fazem a limpeza pesada, mas não conseguem cobrir toda a superfície da peça, enquanto as menores não têm força para remover a sujidade mais robusta, porém cobrem melhor a superfície. Por isso a mistura é tão importante. A Figura 3 mostra uma relação entre o poder de limpeza e cobertura de superfície de granalhas novas e de granalhas usadas, enquanto a Figura 4 representa o alto poder de limpeza da superfície de um mix de granalhas.



**Figura 3:** Poder de limpeza e cobertura de superfície de granalhas novas e de granalhas usadas.



**Figura 4:** Poder de limpeza e cobertura de superfície de mix ideal de granalhas.

### 3. ANÁLISE EXPERIMENTAL

O trabalho foi realizado nos locais da fábrica onde foram observados mais estoques intermediários (operação de forjamento de garfos Yokes e jateamento de granalha) e setup na prensa que demandava maior tempo para troca de produto.

#### 3.1 Forjamento de garfos Yoke

Os garfos Yoke são uma família de produtos de alto giro e que representam grande importância para a empresa. Foi possível perceber espera entre ciclos por parte de dois operadores. Para identificar as causas de ociosidade em células a primeira etapa de avaliação é a realização de uma análise de balanceamento de linha. Após registrados os tempos de operação em cada uma das etapas (representado na Figura 5), percebe-se que a operação estava desbalanceada. Tempo da operação de forja era muito superior ao das outras duas operações. Foram registrados 31s para forja, contra 17s para rebarbação e a cada 16s um blank aquecido caía da boca do forno.



**Figura 5:** Tempos consumidos por cada etapa da célula garfo Yoke antes das melhorias.

Neste cenário, entende-se que a operação de forja é o gargalo da célula e que a cada 31 segundos sai uma peça. Ações para reduzir o tempo da operação foram propostas.

Definiu-se alterar a operação de aplicação de desmoldante, colocando um aplicador bidirecional (ao invés de um com simples acionamento), alterar a etapa de retirar a peça da matriz de forja para o operador da rebarbadora (retirando uma etapa da forja) e instalar uma chapa inclinada na rebarbadora para que a peça caia e só tenha que ser empurrada para cair na caixa de peças aprovadas.

Os novos tempos foram registrados e obteve-se redução no tempo de forja de 6s. Antes o tempo do gargalo (operação mais lenta) era de 31s e após as melhorias se registrou um tempo de 25s (Figura 6).



Houve redução no tempo da operação gargalo e propositalmente incremento de tempo na operação de rebarbação (que não era gargalo), permitindo que a produção da célula fosse incrementada em +24%.

### 3.2 Jateamento de granalha

Os processos de jateamento de granalha por tamboreamento estudados são do tipo semiautomático, ou seja, abastecimento por tombador, início do ciclo e esvaziamento com interferência do operador apenas ao final de cada estágio. Cada produto possui geometrias específicas e acabamentos específicos para cada aplicação, o que permite a criação de famílias considerando estas características. O tempo padrão de 9 min foi determinado em um passado distante sem se saber qual era o mix de granalhas que estava na época do estudo. Este tempo estava sendo aplicado a todos os produtos e o controle do mix de granalhas limitado ao alerta de pouca granalha sinalizado pelo amperímetro ou quando não estava limpando bem as peças.

Foram criadas 3 famílias de produto:

- A- Peças que receberão pintura sobre o forjado;
- B- Peças com geometria complexa;
- C- Peças com geometria simples.

O atual controle da qualidade da granalha consiste em o operador abastecer a máquina quando percebe que não está limpando adequadamente (adiciona 1 saco de 25kg) ou se o amperímetro da máquina indica nível baixo (adiciona em média 100kg), sem frequência definida. Analisou-se o mix através do uso de peneiras com diferentes aberturas e identificou-se que havia uma pequena quantidade de granalha nova, muita granalha miúda e pó. Estudando consumo mensal dividiu-se pelos dias trabalhados e chegou-se a média de 20kg diários. Padronizou-se abastecimento diário de 20kg.

Após ajustar o mix de granalha, iniciou-se ciclo com 8 min, reduzindo a cada lote e observando se o acabamento era aceitável ou não. Após aproximadamente 10 ciclos por família, se chegou aos tempos ideais para família de peças. Redução de 1 min para família A, 4 min para família B e 3 min para família C. Resultando uma redução mensal de 31,5 horas (jornada de 21 horas, 22 dias úteis). A Tabela 1 detalha estes resultados.

**Tabela 1:** Redução do tempo de granalha.

Família	Classificação	Tempo inicial (minutos)	Tempo novo (minutos)	%	Ganho de tempo diário	Ganho de tempo mensal
A	Pintadas	9	8	33	7 min	2,5 Horas
B	Geometria simples	9	3	41	52 min	19 Horas
C	Geometria complexa	9	4	26	27 min	10 Horas

### 3.3 Setup prensa

O tempo de um setup é o tempo entre a última peça boa do lote que estava sendo produzido e a primeira peça aprovada do item que entrou em produção. Todo o tempo da máquina parada devido ao evento de troca de produto deve ser considerado. Realizou-se a cronoanálise de um equipamento crítico.

Na Tabela 2 foram registrados os tempos detalhados das atividades realizadas no setup e depois de implementadas as melhorias os novos tempos registrados. Passou-se de um setup que levava 01:18:34 para um setup de 00:12:10 com praticamente nenhum investimento. Cabe salientar que o tempo de aquecimento de matrizes contribui muito para o tempo total do setup e como a empresa já possuía um forno não foi necessário investimento. O risco de retirar uma matriz quente ao final do processo é semelhante ao de instalar a matriz aquecida.

Tabela 2 – Análise de setup recalçadora e resultado após melhorias.

ANÁLISE DO SET-UP - Mq: Recalçadora							
Seq	DESCRIÇÃO DA OPERAÇÃO	TEMPO ANTES (min)		TEMPO DEPOIS (min)		OBSERVAÇÕES / MELHORIAS	
		INICIAL	FINAL	INICIAL	FINAL		
01	Limpeza de matriz com o compressor	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
02	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
03	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
04	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
05	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
06	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
07	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
08	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
09	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
10	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
11	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
12	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
13	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
14	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
15	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
16	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
17	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
18	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
19	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
20	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
21	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
22	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
23	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
24	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
25	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
26	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
27	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
28	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
29	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
30	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
31	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
32	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
33	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
34	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
35	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
36	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
37	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
38	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
39	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
40	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
41	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
42	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
43	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
44	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
45	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
46	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
47	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
48	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
49	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
50	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
51	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
52	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
53	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
54	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
55	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
56	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
57	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
58	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
59	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
60	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
61	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
62	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
63	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
64	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
65	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
66	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
67	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
68	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
69	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
70	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
71	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
72	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
73	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
74	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
75	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
76	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
77	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
78	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
79	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
80	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
81	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
82	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
83	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
84	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
85	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
86	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
87	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
88	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
89	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
90	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
91	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
92	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
93	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
94	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
95	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
96	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
97	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
98	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
99	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
100	Carregar o material a ser trabalhado no forno	00:00:00	00:00:00	00:00:00	00:00:00		
TOTAL		01:18:34	00:12:10	00:00:00	00:12:10		

### 4. CONCLUSÕES

Após concluído o trabalho observou-se significativo aumento de produtividade em processos gargalo. Com pequenas melhorias e balanceamento de atividades, obteve-se aumento de produtividade de +24% na célula de garfos Yokes. Jateamento de granalha de aço liberou 31 horas máquina no mês com a adequação do mix das granalhas e criação de famílias. Conseguiu-se observar detalhadamente um setup crítico e através do estudo detalhado foi possível implementar melhorias que resultaram na redução do tempo de setup de 1 hora e 18 minutos para 12 minutos.



## Referencias

- [1] ANTOSZ, K.; PACANA, A. Comparative analysis of the implementation of the SMED method on selected production stands. *Tehnički vjesnik*, v. 25, n. Supplement 2, p. 276-282, 2018.
- [2] BEDNAREK, M.; BUCZACKI, A.; BIELAKOWSKI L.; GLADYSZ, B. and BRYKE, M.. "Postgraduate Studies on Lean Management—A Review of Initiatives" *Education Sciences* 10, no. 8: 197, 2020. <https://doi.org/10.3390/educsci10080197>Atlas of Stress-Strain Curves. ASM International, Ohio, 1987.
- [3] CANNAS V. G., PERO M., POZZI R., ROSSI T.. Complexity reduction and kaizen events to balance manual assembly lines: an application in the field. *International Journal Production Research* 56:3914–3931. 2018.
- [4] ISO 8501-01 – Preparation of steel substrates before application of paints and related products – Visual assessment of surface cleanliness - Part 1: Rust grades and preparation grades of uncoated steel substrates and of steel substrates after overall removal of previous coatings. Stockholm: SIS, 2007.
- [5] LIKER, J. K. O modelo Toyota: 14 princípios de gestão do maior fabricante do mundo. Porto Alegre: Editora Bookman, 2005. 316p.
- [6] MAWAKDIYE, A. Rumo a extinção. *Revista ABM Metalurgia, materiais & mineração*, São Paulo, v. 75, n. 654, p. 4-5, out./dez. 2019.
- [7] NEWMAN, C. N. Douglas MacArthur's Nation-Building: The Reconstruction of Japan. Lynchburg: Liberty University, 2020.
- [8] RODRIGUES, J.; SÁ, J. C.; SILVA, F. J. G.; FERREIRA, L. P.; JIMENEZ, G. e SANTOS, G. "A Rapid Improvement Process through "Quick-Win" Lean Tools: A Case Study" *Systems* 8, no. 4: 55. 2020.
- [9] ROSSINI, M.; AUDINO, F.; COSTA, F.; CIFONE, F.; KUNDU, K. e STAUDACHER, A. Extending lean frontiers: a kaizen case study in an Italian MTO manufacturing company. *Int J Adv Manuf Technol* 104, 1869–1888 (2019).
- [10] SABADKA, D.; MOLNAR, V.; FEDORKO, G. The use of lean manufacturing techniques—SMED analysis to optimization of the production process. *Advances in Science and Technology Research Journal*, v. 11, n. 3, p.187-195, 2017.
- [11] SCHAEFFER, L. *Manufatura por Conformação Mecânica*. Porto Alegre: Editora Imprensa Livre, 2016.
- [12] UNVER, U.; KARA, O. Energy efficiency by determining the production process with the lowest energy consumption in a steel forging facility. *Journal of Cleaner Production*, v. 215, p. 1362-1370, 2019.
- [13] VIEIRA, M. D. Aumento da capacidade de tratamento térmico de peças em uma indústria de motocicletas. 2019. Tese de Doutorado.
- [14] WADA, K. *The Evolution of the Toyota Production System*. Singapura: SPRINGER, 2020.
- [15] ZAKARIA, N.H.; MOHAMED, N. M. Z. N.; RAHID, M. F. F. A.; ROSE, A. N. M.; GHANI, S. A. C.; HAMZAH, W. A. W.; ALIAS, A. Lean manufacturing implementation in reducing waste for electronic assembly line. In: *MATEC Web of Conferences* Vol. 90. EDP Sciences, 2017. p. 01048.



**40º SENAFOR**

24ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

**Título do trabalho: PRÉ AQUECIMENTO DE MATRIZES DE FORJA UTILIZANDO  
QUEIMADORES INFRARED A GÁS DE DUPLA FACE**

**Autor<sup>1</sup>: Jorge Weiss – Gas Service Industrial**





40º SENAFOR

24ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

## INTRODUÇÃO

- As peças de aço pesado são frequentemente forjadas. Essa velha técnica ainda tem muitas aplicações no dias de hoje.
- Peças complexas são forjadas em diferentes ligas, atendendo sempre às demandas de qualidade mais altas e de maior rendimento do processo.
- A Kuhn-Huard SAS-France, empresa líder na indústria de forjamento mundial introduziu a tecnologia de Queimador Infrared a Gas de Fibra Metálica no início dos anos 2000 nos seus processos de forja.

1: Engº. Mecânico





## O PROCESSO

Os tarugos aquecidos são introduzidos na ferramenta de forjamento. O martelo atinge o tarugo, forjando-o na forma trabalhada na ferramenta de forjamento. Pesadas cargas mecânicas e térmicas são exercidas sobre as ferramentas. Para reduzir então a abrasão das ferramentas durante a inicialização do processo bem como para atenuar o desgaste a longo prazo, as ferramentas são pré-aquecidas por queimadores a gás atmosféricos tipo “Maçarico”, conforme mostrado na foto nº1.

1: Engº. Mecânico



FIG.1 - Queimador Convencional de Chama Aberta p/ o aquecimento de ferramentas de Forja

## Aquecimento de Ferramentas de Forjamento

### Situação Apresentada

As ferramentas de Forjamento são aquecidas antes de iniciar a produção com objetivo de aumentar a sua durabilidade e a qualidade da peça forjada



FIG.1 - Queimador Convencional de Chama Aberta p/ o aquecimento de ferramentas de Forja

### Problemas encontrados

- As Ferramentas superior e inferior não são aquecidas a mesma temperatura
- Aquecimento ineficiente com Queimador a gás tipo “Maçarico” que possui grande abertura de chama
- Aquecimento fraco e lento no caso de usar pré aquecimento elétrico , devido as baixas potências das lâmpadas ( ~ 45 kW/m<sup>2</sup> )



<sup>1</sup>: Eng°. Mecânico



40º SENAFOR

24ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

## O PROBLEMA ENCONTRADO

Os queimadores atmosféricos a gás tipo “Maçarico”, aquecem as ferramentas por convecção e criam assim vários pontos quentes(Hot spots). Isso leva as ferramentas a serem aquecidas de uma maneira não uniforme e ineficiente, causando assim um grande desgaste das mesmas que precisam ser substituídas e ou retrabalhadas com muita frequência. Portanto as peças mal forjadas são levadas a serem rejeitadas, ocasionado assim custos elevados para o processo ao ter que enviar este material refugado p/ a sucata.

1: Engº. Mecânico







40º SENAFOR

24ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

## CONSEQUENCIAS DO PROCESSO DE PRÉ AQUECIMENTO INEFICIENTE

- Pontos quentes (Hot-spot) nas ferramentas de forjamento
- Desgaste muito alto das ferramentas
- Altos custos do material a ser sucateado
- Processos de parada frequente

1: Engº. Mecânico





40<sup>º</sup> SENAFOR

24<sup>ª</sup> Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

## OPERAÇÃO – UTILIZAÇÃO DO QUEIMADOR DE DUPLA FACE

O Queimador Infrared de fibra metálica de dupla face é fixo a um “Rack “ e depois é posicionado entre as duas metades da ferramenta, pré-aquecendo-as até atingir a temperatura desejada antes do primeiro acionamento do martelo de forja.

Este queimador de fibra metálica Infrared de dupla face permite um aquecimento muito mais eficiente, pois ambas as faces radiantes deste queimador “Iluminam” toda a ferramenta, aquecendo-a uniformemente e assim eliminando os indesejáveis pontos quentes.

<sup>1</sup>: Eng<sup>º</sup>. Mecânico



## Aquecimento de Ferramentas de Forjamento

### Vantagens principais

- Aquecimento Homogêneo de ambas faces ( Superior e Inferior )
- Menor consumo energético
- Rápido aquecimento – Velocidade mais do que dobrada com relação aos outros métodos de aquecimento
- O mesmo sistema de aquecimento realiza o pré aquecimento e mantém a temperatura pré determinada .



Queimador Infrared MFB de Dupla Face com Grid.



Queimador Infrared MFB de Dupla Face sem Grid.



1: Engº. Mecânico



40<sup>º</sup> SENAFOR

24<sup>ª</sup> Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

## VANTAGENS PRINCIPAIS

Com os Queimadores Infrared de Fibra Metálica, o consumo de energia é significativamente reduzido. Devido ao pré-aquecimento por radiação eletromagnética homogênea via um comprimento de onda “ $\lambda$ ” adequado ,onde encontra uma máxima absorção pelo material da ferramenta ,onde os pontos quentes(Hot spots) nas ferramentas são eliminados .

Com este adequado sistema de pré aquecimento ,os custos de retrabalho da ferramenta e de resíduos são drasticamente reduzidos e por consequência a produtividade é significativamente aumentada.

1: Eng<sup>o</sup>. Mecânico



## Aquecimento de Ferramentas de Forjamento

### Solução



Queimador de Fibra Metálica de Dupla Face



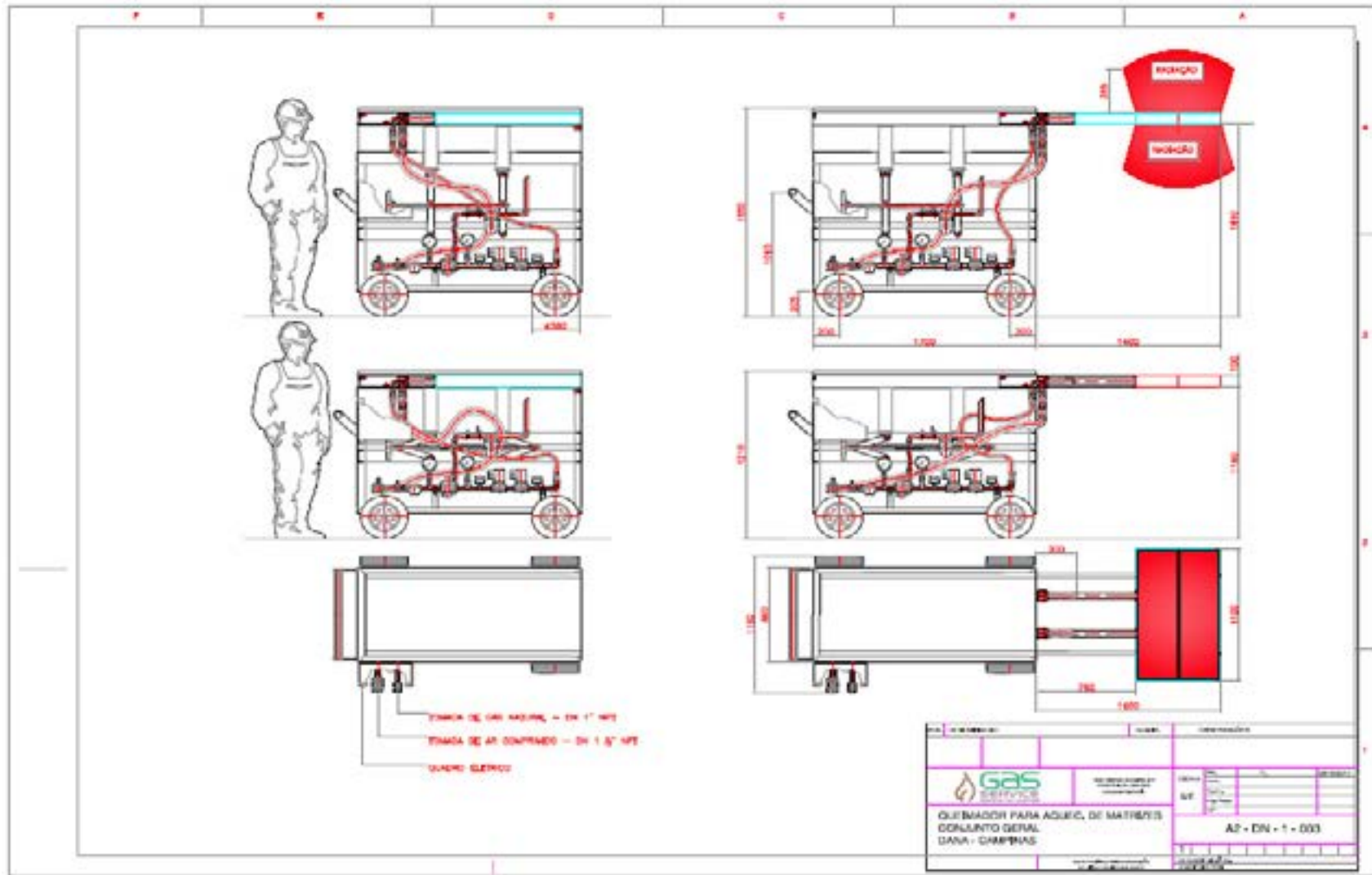
As Faces Radiantes “Iluminam” homogeneamente as ferramentas

- Queimador Retangular Radiante de Dupla Face de Fibra Metálica (MFB)
- Dimensões do Queimador adaptado as ferramentas
- Potência modulada de acordo com a pressão de gás na entrada do queimador



1: Engº. Mecânico

**PRÉ AQUECIMENTO DE MATRIZES DE FORJA UTILIZANDO QUEIMADORES INFRARED A GÁS DE DUPLA FACE**







40º SENAFOR

24ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

## Metal Fiber Burner Media



1: Engº. Mecânico

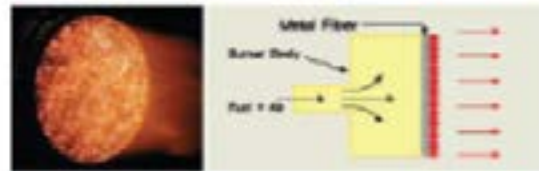


## What is Surface Combustion?

It is the new generation combustion method to have the flame on the whole burner media surface itself. It makes the thermal energy emission uniform over the designated surface for diversified applications.

- The metal fiber burner media is the best solution for the surface combustion, as it has the high resistance against oxidation under high temperature, thermal and mechanical shock. Additionally, the high porosity of the metal fiber makes the premixed gas distributed uniformly for the harmonized flame.

Surface Combustion



Conventional Combustion



### What are Advantages?

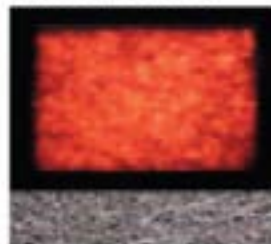
- Whole Surface Heating
- Homogenous
- High Turndown Ratio (1:10)
- Perfect Combustion
- Low NOX and CO
- Environment Friendly

## Media Type

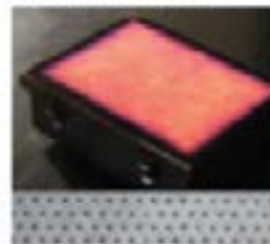
Woven Mat (WFF1)



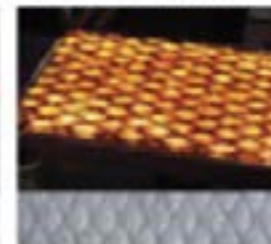
Sintered Mat (SFF1)



Performed (SFFP)





Embossed Mat (SFFE)



<sup>1</sup>: Engº. Mecânico




 +55 51 3051-6191 | +55 51 3464-4672

 +55 (51) 99339-0206

 [adm@gasserviceindustrial.com.br](mailto:adm@gasserviceindustrial.com.br)

 [jweiss@cpovo.net](mailto:jweiss@cpovo.net)

 [www.gasserviceindustrial.com.br](http://www.gasserviceindustrial.com.br)

 Rua Três de Outubro, 217 - Canoas/RS.



# Quantificação do efeito da deformação a quente na cinética de transformações de fases em um aço maraging C300 com alto teor de Ti.

Ricardo V. de Melo <sup>(1)</sup>  
Carlos A. S. de Oliveira <sup>(2)</sup>

## ABSTRACT

This work aimed to quantify the influence of hot deformation on the phase transformations in a maraging steel C300 with high Ti content. For this purpose, 6 samples were manufactured and solubilized at 1050 ° C for 1h. 3 of these samples were subsequently water quenched, while the other 3 were hot forged with a height reduction of 50%, and then, water quenched. These samples were then aged at 500 ° C for several times and analyzed by optical microscopy, X-ray diffraction and transmission electron microscopy in order to quantify the phases formed. By optical microscopy, it was possible to observe the formation of reverse austenite within samples aged for 10 h at 500 ° C in both deformation conditions. However, due to the low volumetric fraction of this phase, the X-ray analyses of the sample aged for 50 h did not show the reverse austenite diffraction, but a second phase diffraction identified as the precipitate Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo) precipitate. With the Rietveld method and the software GSAS to analyze the obtained diffratograms, it was possible to quantify the volumetric fraction of the matrix and the precipitate, which revealed an increase in the precipitate volumetric fraction formed as result of the hot deformed. To confirm the phases present in the samples, they were also analyzed by transmission electron microscopy, which confirmed the presence of Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo) and was able to quantify the precipitate average diameter.

**Key words — MET, maraging steel, hot forging, x-ray diffracion, Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo).**

## 1. INTRODUÇÃO

Aços maraging são aços martensíticos de baixo C (max 0,03% em peso) e ultra alta resistência devido a uma matriz martensítica e precipitação [1]–[3]. Com uma vasta aplicação, que vai desde a indústria esportiva até a indústria aeroespacial. Eles são comumente utilizados em aplicações que exigem alta resistência e confiabilidade, como na indústria militar e nuclear [1],[4],[5]. Estes aços são ligas ferrosas contendo Ni, Co, Mo e Ti, em que a quantidade destes elementos de liga definirá a sua resistência final.

<sup>(1)</sup> M.Sc.; Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil, [vlainricardo@gmail.com](mailto:vlainricardo@gmail.com)

<sup>(2)</sup> Prof. D.Sc.; Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil, [carlos.a@ufsc.br](mailto:carlos.a@ufsc.br)

As suas propriedades mecânicas finais são obtidas após dois tratamentos térmicos: a solubilização, comumente realizada a 1093 K (820 °C), seguido por um envelhecimento em temperaturas entre 753 e 783 K (480 e 510 °C) [4],[6]–[9]. Na solubilização ocorre a formação de uma matriz martensítica supersaturada de elementos de liga [10],[11] contendo uma alta densidade de discordâncias [12] e com alta ductilidade. Essa matriz, embora comumente citada, na literatura, como sendo cúbica de corpo centrado [13]–[20], existem citações que afirmam que a estrutura cristalina é tetragonal [21],[22].

Durante o envelhecimento desses aços, os elementos de liga em solução supersaturada na matriz se difundem para os defeitos cristalinos, formando intermetálicos que podem ser do tipo S, X [23],  $\omega$  [23]–[25],  $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$  [24] e  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  [25] para temperaturas inferiores à 723 K (450 °C). Em envelhecimentos superiores a 723 K (450 °C), ocorre a formação do intermetálico do tipo  $\text{A}_3\text{B}$  (A = Ni, Cr, Fe e B = Ti, Mo, Al) devido a maior coerência com a matriz CCC [10],[12],[26] e  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  e/ou  $\text{Fe}_6\text{Mo}_7$  em tempos mais longos de envelhecimento [10],[14],[25],[27]–[29]. Em temperaturas acima de 773 K (500 °C) pode ocorrer a formação de austenita reversa.

A formação da austenita reversa pode ocorrer tanto devido a dissolução de precipitados  $\text{A}_3\text{B}$ , acarretando em um aumento local do teor de Ni e Co, estabilizadores da austenita [14],[30]–[33], quanto devido a segregação destes elementos para contornos das ripas de martensita e contornos de grãos da austenita prévia [34].

Devido a formação dos intermetálicos ocorrer por nucleação heterogênea, o aumento no número de defeitos cristalinos decorrente da deformação acelera a cinética de precipitação [35]. Este fato foi verificado para a precipitação de  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  abaixo de 723 K (450 °C) em amostras deformadas a frio e a quente [36],[37].

Além da precipitação, a deformação também afeta a formação de austenita reversa nos aços maraging. Segundo Güzica e Oliveira [38] a deformação gera um refino na microestrutura da matriz que também acelera a cinética de formação da austenita reversa, visto que esta ocorre preferencialmente nos contornos das ripas de martensita [6]. Além do refino da matriz, Ali et al [6] mostraram que a deformação gera uma precipitação mais finamente dispersa na matriz, que, ao dissolver, enriquece a matriz localmente em Ni, acelerando a cinética da formação da austenita reversa.

Embora diversos trabalhos visem verificar a influência da deformação na cinética de precipitação e formação da austenita reversa, poucos trabalhos conseguem fazer uma verificação quantitativa da influência da deformação sobre a precipitação dos intermetálicos. Dessa forma, este trabalho tem por objetivo apresentar métodos de quantificação da fração volumétrica e do diâmetro médio dos precipitados para que se possa quantificar a influência da deformação em aços maraging C300 com alto teor de Ti.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado foi um aço maraging C300 com alto teor de Ti cuja composição é apresentada na tabela 1. O material foi fornecido no formato de disco com 140 mm de diâmetro e 10 mm de altura. Deste cilindro foram obtidas 6 amostras cúbicas com 10 mm de aresta. Todas as amostras foram então solubilizadas à 1323 K (1050 °C) por 1 h e subsequentemente 4 foram temperadas em água a temperatura ambiente, condição SD, e as outras 4 foram forjadas a quente com redução de 50 % de altura e então temperadas em água, condição FQ. 2 amostras de cada condição foram envelhecidas por 10 e 50 h a 500 °C, enquanto as amostras restantes permaneceram no estado temperado.

Para a análise em microscopia ótica, todas as amostras foram, depois do tratamento térmico, divididas em duas na metade de sua largura e, uma parte de cada amostra foi embutidas em resina de poliéster. (Não entendi esta frase) Em seguida as amostras embutidas foram inicialmente lixadas nas lixas de granulometria 80 a 1200 seguido por polimento em pasta de diamante de 1 e 0,3  $\mu\text{m}$  e posteriormente atacadas quimicamente utilizando o reagente Fry modificado (50 ml HCl, 25 ml  $\text{HNO}_3$ , 1 g  $\text{CuCl}_2$  e 150 ml de água) com a finalidade de se analisar a matriz e a formação da austenita

reversa.

Após a análise por microscopia ótica, as amostras envelhecidas por 50 h nas condições SD e FQ foram novamente lixadas e polidas e então analisadas por difração de Raios-X utilizando uma radiação de  $Co\ K\alpha$  ( $\lambda=1.7998\text{ \AA}$ ), e as medidas de intensidade foram realizadas a cada  $0,02^\circ$  na faixa de  $30^\circ < 2\theta < 120^\circ$  em um difratômetro Philips X' Pert Pro do Laboratório de Caracterização Materiais, LACAM, localizado na UFC. Os difratogramas foram analisados pelo método de Rietveld utilizando o software GSAS.

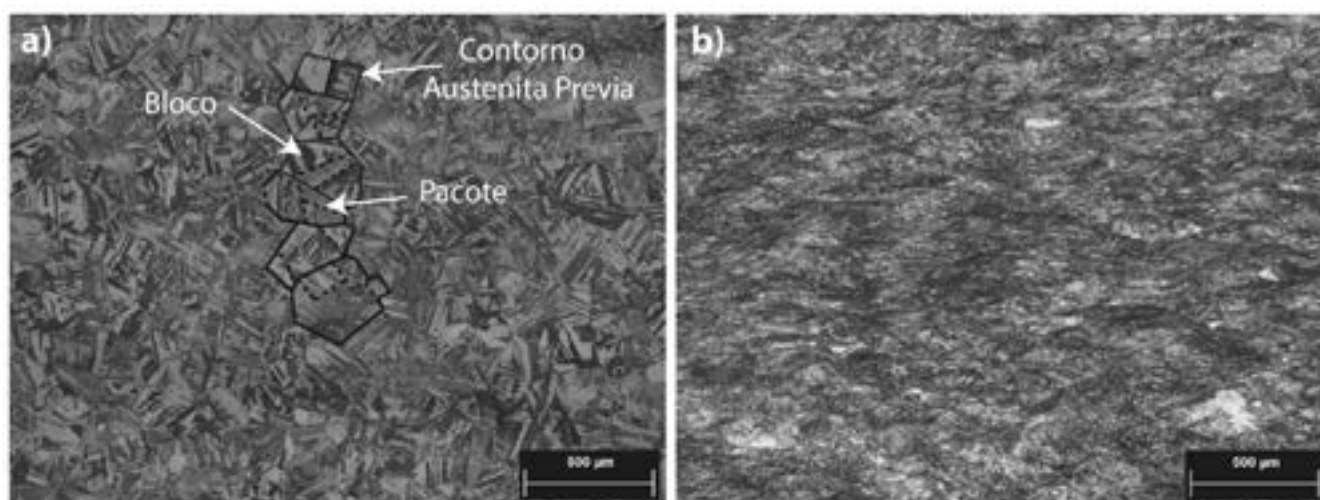
Paralelamente, as partes não embutidas das amostras envelhecidas a 50 h condições SD e FQ foram lixadas nas granulometrias 80 a 1200 até atingirem uma espessura entre 80 e 100  $\mu\text{m}$ . Em seguida foram retirados cilindros de 3 mm de diâmetro de cada amostra com a ajuda de uma punção manual. Estes cilindros foram então atacados em solução eletrolítica composta de 950 ml de ácido acético e 50 ml de ácido perclórico em uma máquina de "jet polishing", Tenupol, utilizando como parâmetros uma voltagem de 20,0 V e temperatura entre 5 e 20  $^\circ\text{C}$ . Após ataque químico estas amostras foram analisadas pro microscopia eletrônica de transmissão, MET, utilizando um microscópio eletrônico de transmissão JEOL JEM-1011 com tensão de 100KV

**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. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A figura 1 mostra a microestrutura das amostras solubilizadas nas condições SD (a) e FQ (b). Na condição SD é possível verificar os contornos da austenita prévia, pacotes e blocos, característica de uma martensita com morfologia de ripas [39]. Na condição FQ a microestrutura apresentou um alongamento dessas estruturas preferencialmente na direção perpendicular ao sentido da deformação. Em nenhuma amostra foi observada a presença de austenita retida.

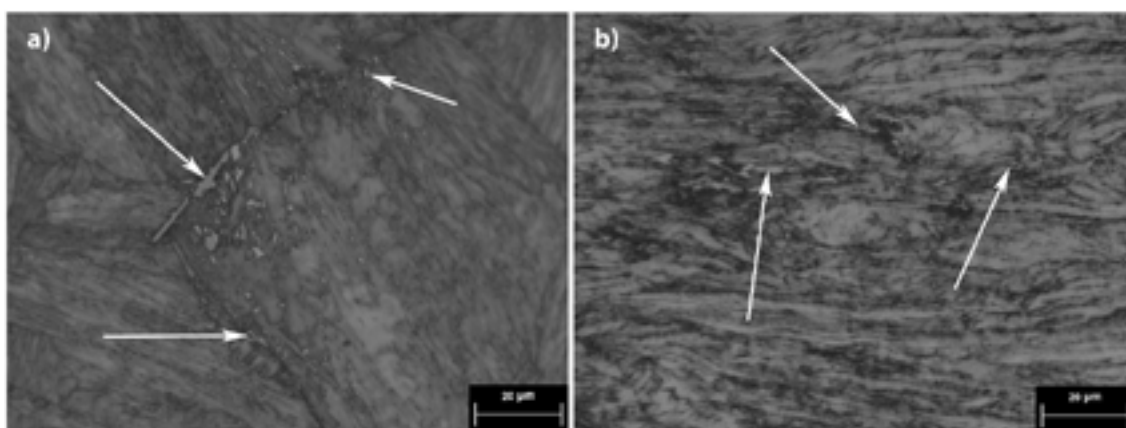


**Figura 1:** Micrografia das amostras solubilizadas nas condições SD (a) e FQ (b).

Na temperatura e o tempo de envelhecimento de 10 h e 500  $^\circ\text{C}$ , figura 2, observou-se a formação de uma baixa fração volumétrica de austenita reversa, indicadas pelas setas brancas, em ambas condições analisadas, SD e FQ, se formando preferencialmente nos contornos das ripas e pacotes da martensita. A formação da austenita reversa nos aços maraging está relacionada tanto a dissolução de  $Ni_3(Ti, Mo)$ , que gera um aumento local da Ni e Mo [32], elementos estabilizadores da austenita, quanto à difusão destes elementos para os contornos dos blocos e pacotes da martensita [40], que funcionam como um sumidouro para estes elementos de liga. Em temperaturas superiores a



10 h de envelhecimento, pouca mudança da microestrutura das amostras foi observada.



**Figura 2:** Micrografia das amostras envelhecidas por 10 h a 500 °C nas condições SD (a) e FQ (b)

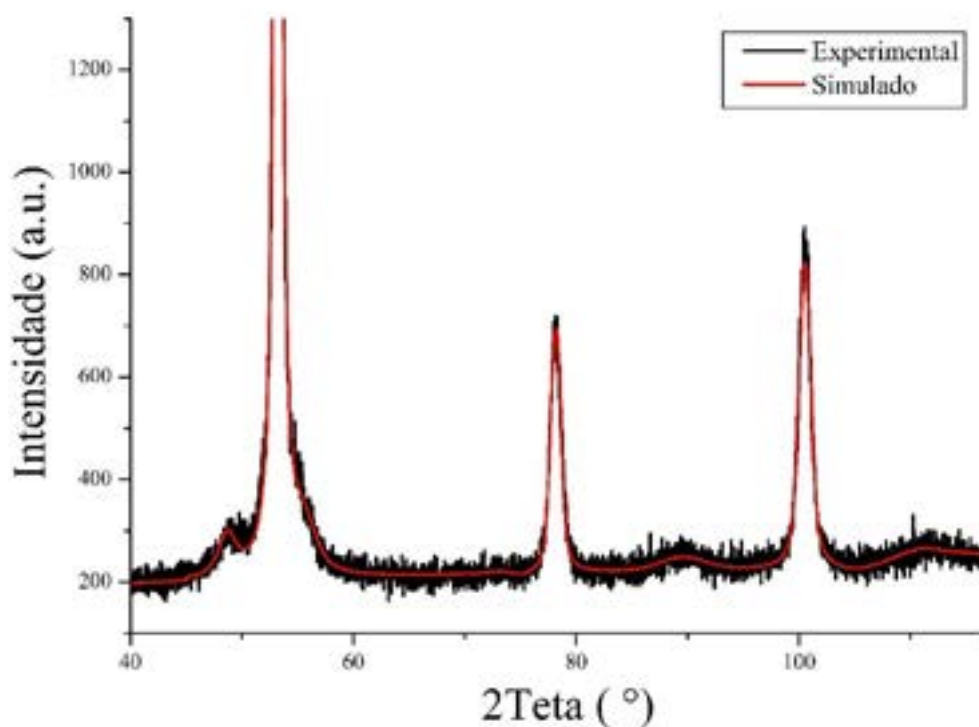
Contudo, devido à baixa fração volumétrica observada, a quantificação da austenita se torna imprecisa quando feita por microscopia ótica, variando muito com a região que é analisada. Desta forma, como o intuito de quantificar as fases formadas nos aços maraging foi realizado a difração de Raios-X nas amostras envelhecidas por 50 h a 500 °C, figura 3.

A figura 3 mostra a difração de Raios-X experimental e simulada para a condição SD envelhecida por 50 h, onde é possível verificar a presença dos picos referentes a matriz martensítica e de uma segunda fase. Inicialmente considerou-se que esta fase se tratasse da austenita reversa, contudo, analisando as suas difrações foi observado uma redução do ângulo  $2\theta$  referente ao pico (111) e a ausência do pico (002) da austenita, o que mostrou que não se tratam desta fase.

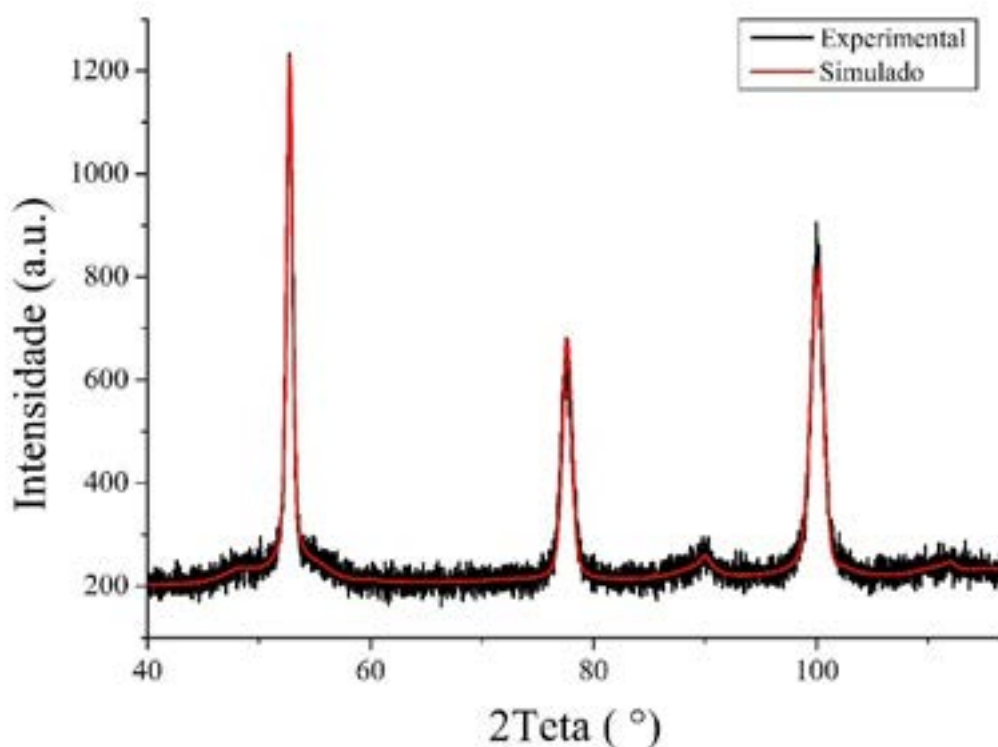
Dentre as fases possíveis de serem encontradas nos aços maraging, foi realizado a simulação como sendo a de Laves ( $\text{Fe}_7\text{Mo}_6$ ), simulação essa realizada com sucesso em outro trabalho sobre aço maraging 400 superenvelhecido [41]. Contudo o resultado não ficou satisfatório, sendo então a melhor aproximação entre o experimental e o simulado obtida, ao considerar a fase como sendo  $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$  de estrutura ortorrômbica. Embora de natureza metaestável, esta é a principal fase endurecedora dos aços maraging e tem sua maior cinética de formação na faixa de temperatura de 500 °C [23], além de que, o maior teor de Ti na liga estudada, propicia a formação de um maior volume deste precipitado.

Acredita-se que esta fase não foi observada, por difração de Raios-X, na literatura pois quase a totalidade desta tem como objetivo a verificação e quantificação da austenita reversa, realizando os tratamentos em tempos e/ou temperaturas superiores as realizadas neste trabalho.

O mesmo resultado foi observado para a condição FQ envelhecido por 50 h, figura 4. Ao realizar o refino da difração de Raios-X, com a ajuda do software GSAS, para as condições SD e FQ foi possível calcular o volume e os parâmetros de rede das fases presentes, como mostrado na tabela 2. Observou-se que a amostra na condição FQ apresentou um maior volume de  $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$  do que a amostra ND. Este resultado era esperado visto que a deformação diminui a energia de ativação destes precipitados, acarretando um aumento da cinética de formação destes [37].



**Figura 3:** Difração de Raios-X experimental e simulado da condição SD envelhecida por 50 h a 500 °C.



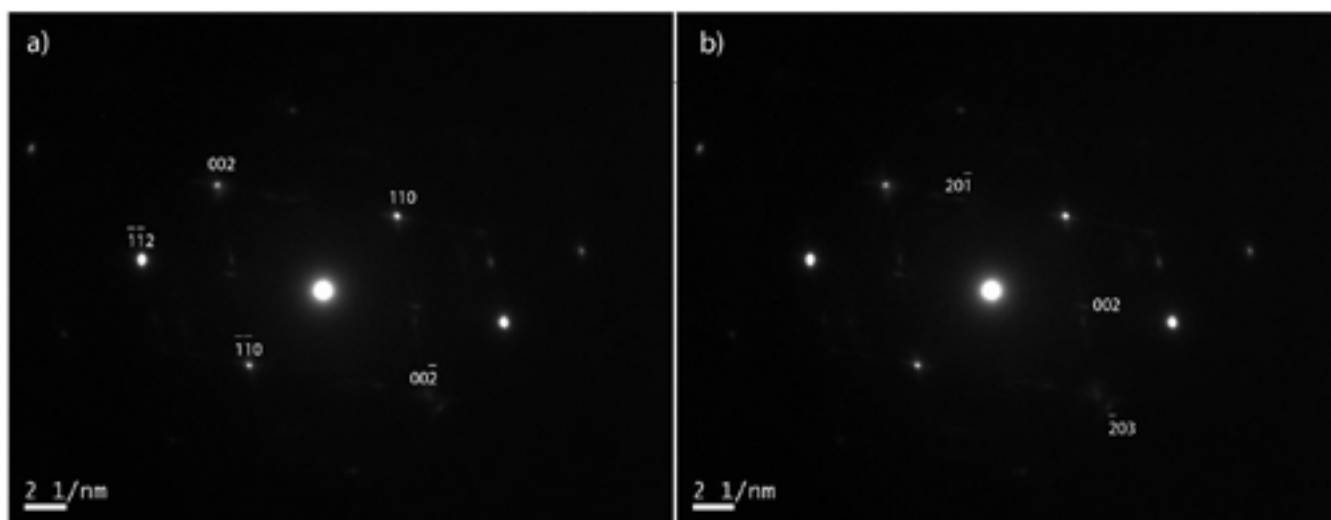
**Figura 4:** Difração de Raios-X experimental e simulado da condição FQ envelhecida por 50 h a 500 °C.

Devido ao tamanho nanométrico dos precipitados a microscopia ótica não é capaz de dar informações sobre a precipitação, mesmo para uma fração volumétrica de 19 %. Então, para se confirmar a precipitação, as amostras envelhecidas a 500 °C nas condições SD e FQ foram analisadas por microscopia eletrônica de transmissão.

**Tabela 2:** Parâmetro de rede e porcentagem de fase obtido para as condições SD e FQ envelhecidas por 50 h a 500 °C.

Condição	Fase	a (Å)	b (Å)	c (Å)	%
SD	$\alpha'$	2,8673	2,8673	2,8535	89
	$\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$	5,0645	4,0238	4,4781	11
FQ	$\alpha'$	2,8552	2,8552	2,8541	81
	$\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$	5,0688	4,1277	4,4093	19

Como a abertura mínima do feixe de elétrons disponível é maior que o tamanho médio do precipitado, o padrão de difração obtido por MET, de forma geral, é uma sobreposição do padrão de difração da matriz e do precipitado. Dessa forma, a figura 5 mostra, para um mesmo padrão de difração de elétrons obtido da amostra SD envelhecidas a 500 °C, os planos referentes a matriz (a) e ao precipitado (b).

**Figura 4:** Comparação e distinção matriz/precipitado

As distâncias e ângulos interplanares,  $d$  e  $\varphi$ , respectivamente, podem ser calculados segundo a equação 1 e 2, para a estrutura tetragonal (matriz) e 3 e 4, para a estrutura ortorrômbica (precipitado) utilizando os resultados obtidos pela difração de Raios-X, tabela 2. A tabela 3 mostra os valores de  $d$  e  $\varphi$  calculados e medidos para os planos referentes a figura 4.

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (1)$$

$$\cos \varphi = \frac{\frac{h_1 h_2 + k_1 k_2}{a^2} + \frac{l_1 l_2}{c^2}}{\sqrt{\left(\frac{h_1^2 + k_1^2}{a^2} + \frac{l_1^2}{c^2}\right) \left(\frac{h_2^2 + k_2^2}{a^2} + \frac{l_2^2}{c^2}\right)}} \quad (2)$$

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (3)$$

$$\cos \varphi = \frac{\frac{h_1 h_2}{a^2} + \frac{k_1 k_2}{b^2} + \frac{l_1 l_2}{c^2}}{\sqrt{\left(\frac{h_1^2}{a^2} + \frac{k_1^2}{b^2} + \frac{l_1^2}{c^2}\right) \left(\frac{h_2^2}{a^2} + \frac{k_2^2}{b^2} + \frac{l_2^2}{c^2}\right)}} \quad (4)$$

**Tabela 3:** Distâncias e ângulos interplanares experimentais e calculados da matriz e Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo) referente a figura 4.

	Distância Interplanar			Ângulo Interplanar		
	Plano	Calculado	Experimental	Plano1/Plano2	Teórico	Experimental
Martensita	110	2.027	1.989	110/002	90,0	90,0
	002	1.424	1.404	002/ $\bar{1}\bar{1}2$	35,1	34,5
	$\bar{1}\bar{1}2$	1.166	1.141			
Ni <sub>3</sub> (Ti, Mo)	002	2.240	2.208	20 $\bar{1}$ /002	119.5	118.5
	20 $\bar{1}$	2.204	2.165	002/ $\bar{2}03$	30.5	33.8
	$\bar{2}03$	1.286	1.262			

A figura 5 mostra o campo claro (a), a difração de elétrons (b) e o campo escuro da difração do plano (013) (c) e a tabela 4 os valores de  $d$  e  $\phi$  da amostra envelhecida por 50 h a 500 °C na condição SD. No campo escuro foi possível verificar a presença de precipitados alongados, morfologia característica dos precipitados Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo), que, junto com os resultados experimentais e calculados de  $d$  e  $\phi$  da tabela 4, confirmaram que o precipitado é Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo). O mesmo pode ser observado na condição FQ, figura 6 e tabela 5.

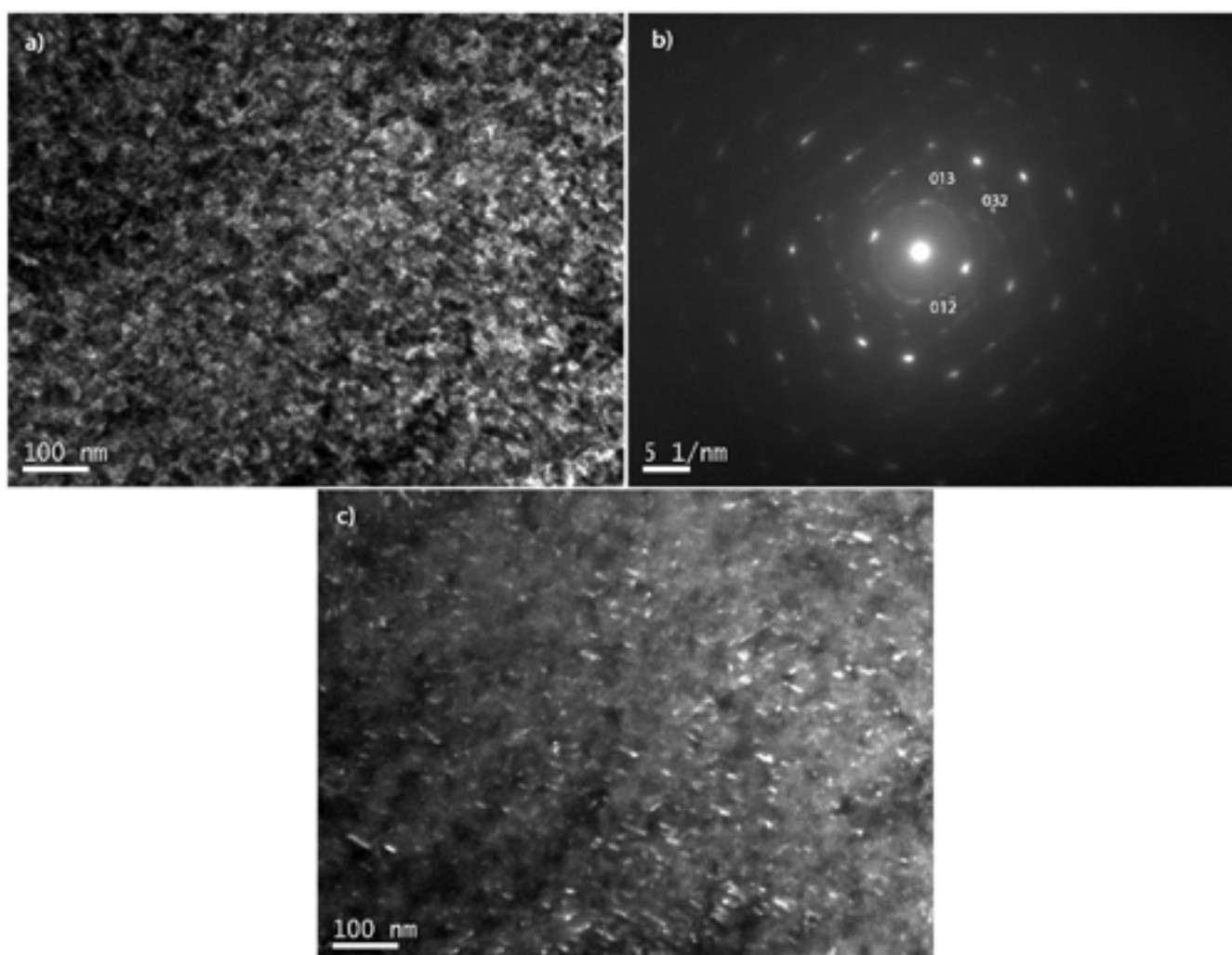
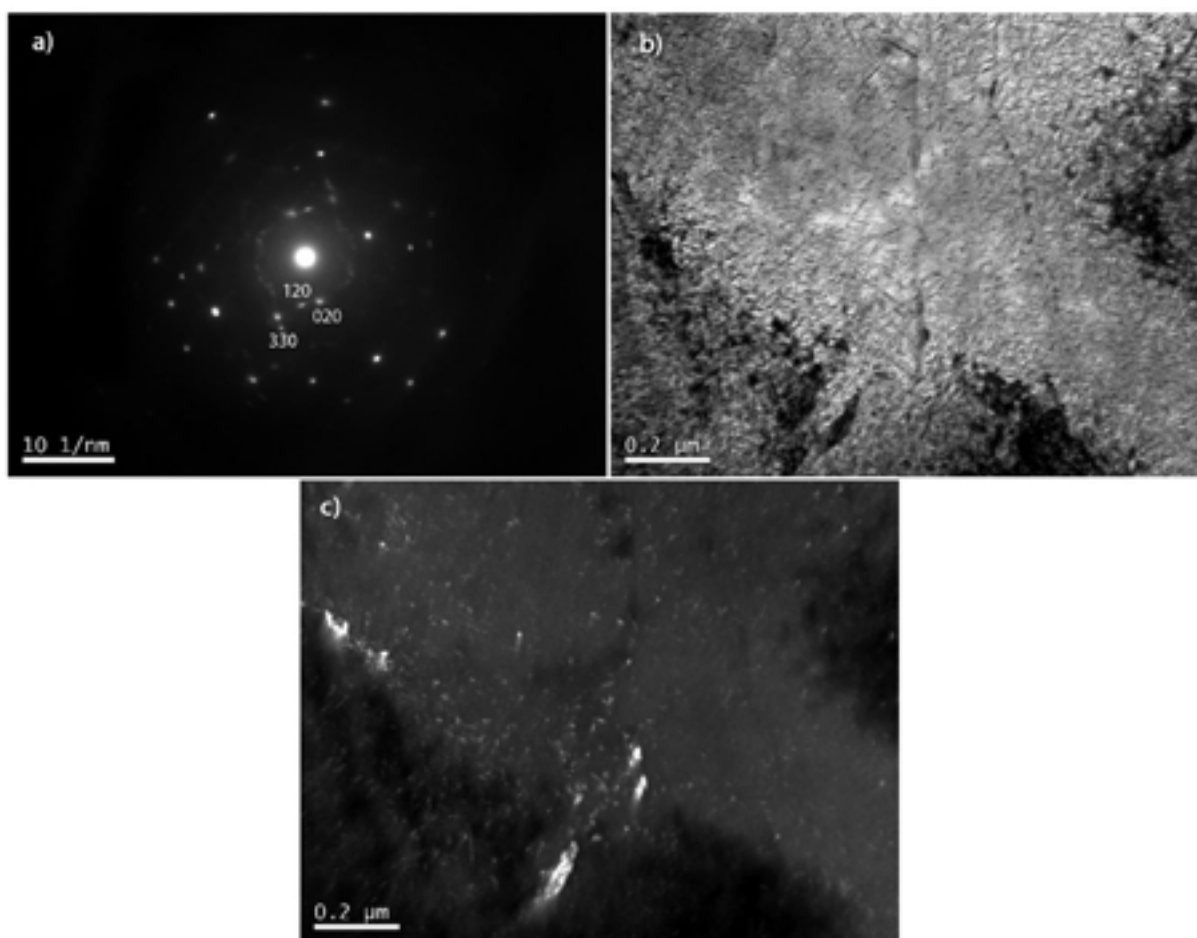


Figura 5: (a) Campo claro, (b) Padrão de difração de elétrons indicando a difração do precipitado, (c) o campo escuro da difração (013) da amostra na condição SD envelhecida por 50 h a 500 °C.

**Tabela 4:** Distâncias e ângulos interplanares experimentais e calculados do precipitado Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo) medido conforme a figura 5 na condição SD envelhecida por 50 h a 500 °C

	Distância Interplanar			Ângulo Interplanar		
	Plano	Calculado	Experimental	Plano1/Plano2	Teórico	Experimental
Ni <sub>3</sub> (Ti, Mo)	013	1,396	1,401	013/01 $\bar{2}$	130,8	135,0
	01 $\bar{2}$	1,980	1,961	01 $\bar{2}$ /023	92,17	94,0
	023	1,148	1,202			



**Figura 6:** (a) Padrão de difração de elétrons indicando a difração do precipitado, (b) campo claro, (c) o campo escuro da difração (01 $\bar{2}$ ) da amostra na condição FQ envelhecida por 50 h a 500 °C.

**Tabela 5:** Distâncias e ângulos interplanares experimentais e calculados do precipitado Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo) medido conforme a figura 6 na condição FQ envelhecido por 50 h a 500 °C

	Distância Interplanar			Ângulo Interplanar		
	Plano	Calculado	Experimental	Plano1/Plano2	Teórico	Experimental
Ni <sub>3</sub> (Ti, Mo)	020	2,027	2,079	020/120	21,8	22,4
	120	1,882	1,930	020/330	38,7	35,8
	330	1,055	1,097			

Com a ajuda do software ImageJ, foi possível, a partir de imagens de campo escuro, calcular o diâmetro médio do precipitado Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo) para as condições SD e FQ envelhecidas a 500 °C por 50 h, 10, 0 ± 5 nm e 11, 8 ± 0,7 nm, respectivamente. Tanto a fração volumétrica, quanto o diâmetro médio do Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo) se mostram maiores na condição FQ, indicando que a deformação a quente acelera a cinética de precipitação deste.

#### 4. Conclusão

Em envelhecimentos a 500 °C é possível verificar a presença de austenita reversa por microscopia ótica em tempos maiores que 10 h. Contudo, a sua baixa fração volumétrica não possibilitou a verificação ou a quantificação desta por difração de Raio-X envelhecidas até 50 h.

Em contrapartida, a precipitação, que não foi verificada por microscopia ótica, pode ser observada e quantificada nas amostras SD e FQ, mostrando que o volume de Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo) é 8% maior na condição FQ quando comparada com a condição SD, tendo sido ambas envelhecidas por 50 h a 500 °C.

Para o mesmo tempo de envelhecimento, a análise por MET, além de confirmar a presença de Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo), também possibilitou o cálculo do diâmetro médio nas condições SD e FQ, onde se verificou um maior diâmetro do precipitado na condição FQ.

Dessa forma o conjunto de análises de difração de Raios-X e MET conseguiram quantificar os dados da fração volumétrica e diâmetro médio do precipitado Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo). Sendo que esses dados são a base para o cálculo teórico do aumento de resistência mecânica pelos mecanismos de endurecimento por cisalhamento ou Orowan.

#### ACKNOWLEDGMENT

Os autores agradecem a CAPES e ao CNPq pela bolsa de pesquisa ofertada para a realização e financiamento deste trabalho. O financiamento foi obtido através dos projetos: Capes Pró Defesa e Print e CNPq Universal e Bolsa PQ.

#### REFERENCES

- [1] W. Sha, Q. Li, and E. A. Wilson, "Precipitation, microstructure and mechanical properties of low nickel maraging steel," *Materials Science and Technology*, vol. 27, no. 6, pp. 983–989, 2011, doi: 10.1179/1743284710Y.0000000019.
- [2] Y. He, K. Yang, W. Sha, Z. Guo, and K. Liu, "Age hardening and mechanical properties of a 2400 MPa grade cobalt-free maraging steel," *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 37, no. 4, pp. 1107–1116, 2006, doi: 10.1007/s11661-006-1089-4.
- [3] R. Casati, J. Lemke, A. Tuissi, and M. Vedani, "Aging Behaviour and Mechanical Performance of 18-Ni 300 Steel Processed by Selective Laser Melting," *Metals*, vol. 6, no. 218, pp. 1–13, 2016, doi: 10.3390/met6090218.
- [4] W. Sha and Z. Guo, *Maraging Steels: Modelling of Microstructure, Properties and Applications*, 1st ed. Oxford: Woodhead Publishing, 2009.
- [5] A. M. Hall and C. J. Slunder, "The Metallurgy, Behavior, and Application of the 18-Percent Nickel Maraging Steels," Washington, D.C., 1968.
- [6] A. Ali, M. Ahmed, F. H. Hashmi, and A. Q. Khan, "Austenite reversion in cold formed 18 wt-%Ni 350 grade maraging steel," *Materials Science and Technology*, vol. 10, no. 2, pp. 97–101, 1994, doi: 10.1179/mst.1994.10.2.97.
- [7] R. Kapoor et al., "Electric current induced precipitation in maraging steel," *Scripta Materialia*, vol. 154, pp. 16–19, 2018, doi: 10.1016/j.scriptamat.2018.05.013.
- [8] C. N. Park and 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)," *Materials Science and Engineering A*, vol. 123, no. 2, pp. 255–260, 1990, doi: 10.1016/0921-5093(90)90291-A.



- [9] F. Cajner, D. Landek, S. Šolić, and H. Cajner, "Effects of thermochemical treatments on properties of maraging steels," *Surface Engineering*, vol. 22, no. 6, pp. 468–471, Dec. 2006, doi: 10.1179/174329406x150486.
- [10] V. K. Vasudevan, S. J. Kim, and C. M. Wayman, "Precipitation reactions and strengthening behavior in 18 Wt Pct nickel maraging steels," *Metallurgical transactions. A, Physical metallurgy and materials science*, vol. 21 A, no. 10, pp. 2655–2668, 1990, doi: 10.1007/BF02646061.
- [11] W. Sha, A. Cerezo, and G. Smith, "Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels: Part IV. Discussion and conclusions," *Metallurgical Transactions A*, vol. 24, pp. 1251–1256, 1993, doi: 10.1007/BF02668193.
- [12] K. Macek et al., "Austenite content and dislocation density in electron-beam welds of a stainless maraging steel," *Materials Science and Engineering A*, vol. 208, no. 1, pp. 131–138, 1996, doi: 10.1016/0921-5093(95)10047-4.
- [13] E. Nes and G. Thomas, "Precipitation of TiC in thermally embrittled maraging steels," *Metallurgical Transactions A*, vol. 7, no. 7, pp. 967–975, 1976, doi: 10.1007/BF02644062.
- [14] M. Ahmed, I. Nasim, and S. W. Husain, "Influence of nickel and molybdenum on the phase stability and mechanical properties of maraging steels," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 3, no. 2, pp. 248–254, 1994, doi: 10.1007/BF02645850.
- [15] Z. Guo, W. Sha, and D. Li, "Quantification of phase transformation kinetics of 18 wt.% Ni C250 maraging steel," *Materials Science and Engineering A*, vol. 373, no. 1–2, pp. 10–20, 2004, doi: 10.1016/j.msea.2004.01.040.
- [16] F. Tariq, R. A. Baloch, B. Ahmed, and N. Naz, "Investigation into Microstructures of Maraging Steel 250 Weldments and Effect of Post-Weld Heat Treatments," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 19, no. 2, pp. 264–273, May 2009, doi: 10.1007/s11665-009-9455-1.
- [17] P. D. Bilmes, M. Solari, and C. L. Llorente, "Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr – NiMo martensitic steel weld metals," *Materials Characterization*, vol. 46, pp. 285–296, 2001.
- [18] L. G. de Carvalho, "ESTUDO DILATOMÉTRICO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE EM AÇOS MARAGING M300 E M350 ESTUDO DILATOMÉTRICO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE EM AÇOS MARAGING M300 E M350," Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2012.
- [19] S. S. M. Tavares, H. F. G. Abreu, J. M. Neto, M. R. da Silva, and I. Popa, "A magnetic study of the maraging 350 steel," *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 272–276, pp. 785–787, May 2004, doi: 10.1016/j.jmmm.2003.11.266.
- [20] R. Kapoor and I. S. Batra, "On the  $\alpha'$  to  $\gamma$  transformation in maraging (grade 350), PH 13-8 Mo and 17-4 PH steels," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 371, no. 1–2, pp. 324–334, Apr. 2004, doi: 10.1016/j.msea.2003.12.023.
- [21] G. C. S. Nunes et al., "Structural and magnetic characterization of martensitic Maraging-350 steel," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 646, pp. 321–325, 2015, doi: 10.1016/j.jallcom.2015.06.008.
- [22] T. J. B. Alves et al., "Aging-Induced Transformations of Maraging-400 Alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 49A, pp. 3441–3449, 2018.
- [23] R. Tewari, S. Mazumder, I. S. Batra, G. K. Dey, and S. Banerjee, "Precipitation in 18 wt% Ni maraging steel of grade 350," *Acta Materialia*, vol. 48, no. 5, pp. 1187–1200, Mar. 2000, doi: 10.1016/S1359-6454(99)00370-5.
- [24] J. M. Pardal, S. S. M. Tavares, M. P. Cindra Fonseca, H. F. G. Abreu, and J. J. M. Silva, "Study of the austenite quantification by X-ray diffraction in the 18Ni-Co-Mo-Ti maraging 300 steel," *Journal of Materials Science*, vol. 41, no. 8, pp. 2301–2307, Mar. 2006, doi: 10.1007/s10853-006-7170-y.
- [25] W. Sha, A. Cerezo, and G. D. W. Smith, "Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels: Part III. Model Alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 24, no. 6, pp. 1241–1249, 1993, doi: 10.1007/BF02668192.
- [26] S. Floreen, "The physical metallurgy maraging steels," *Metallurgical Reviews*, pp. 115–128, 1968.
- [27] J. B. Lecomte, C. Servant, and G. Cizeron, "A comparison of the structural evolution occurring during anisothermal or isothermal treatments in the case of nickel and manganese type maraging alloys," *Journal of Materials Science*, vol. 20, no. 9, pp. 3339–3352, 1985, doi: 10.1007/BF00545204.
- [28] K. Rohrback and M. Schmidt, *ASM Handbook, Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, vol. 1. ASM International, 1990.
- [29] K. Stiller, F. Danoix, and A. Bostel, "Investigation of precipitation in a new maraging stainless steel," *Applied Surface Science*, vol. 94–95, pp. 326–333, 1996, doi: 10.1016/0169-4332(95)00394-0.
- [30] Y. He, K. Yang, and W. Sha, "Microstructure and Mechanical Properties of a 2000 MPa Grade Co-Free Maraging Steel," *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 36 A, pp. 2273–2287, 2005, doi: 10.1007/s11661-005-0100-9.
- [31] D. T. Peters and C. R. Cupp, "The Kinetics of Aging Reactions in 18 Pct Ni Maraging Steels," *Transactions of the metallurgical Society of AIME*, vol. 236, pp. 1420–1429, 1966.
- [32] X. Li and Z. Yin, "Reverted austenite during aging in 18Ni(350) maraging steel," *Materials Letters*, vol. 24, no. 4, pp. 239–242, 1995, doi: 10.1016/0167-577X(95)00109-3.
- [33] S. S. M. Tavares, H. F. G. Abreu, J. M. Neto, M. R. da Silva, and I. Popa, "A thermomagnetic study of the martensite–austenite phase transition in the maraging 350 steel," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 358, no. 1–2, pp. 152–156, Aug. 2003, doi: 10.1016/S0925-8388(03)00335-9.

- [34] U. K. Viswanathan, G. K. Dey, and V. Sethumadhavan, "Effects of austenite reversion during overageing on the mechanical properties of 18 Ni (350) maraging steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 398, no. 1–2, pp. 367–372, May 2005, doi: 10.1016/j.msea.2005.03.074.
- [35] D. a. Porter and K. E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, 2nd ed. London: CHAPMAN & HALL, 1992.
- [36] Y. Lian et al., "Effects of cold rolling on the microstructure and properties of Fe-Cr-Ni-Mo-Ti maraging steel," *Materials Science and Engineering A*, vol. 712, no. July 2017, pp. 663–670, 2018, doi: 10.1016/j.msea.2017.12.041.
- [37] R. V. De Melo and C. A. S. De Oliveira, "Effect of hot and cold deformation of a maraging steel C300 on the transformation kinetics from dilatometric curves .," no. 7, pp. 9–16, 2020.
- [38] G. M. C. Güiza and C. A. S. Oliveira, "Microstructural changes produced by hot forging in a C300 Maraging Steel," *Materials Science and Engineering A*, vol. 655, pp. 142–151, 2016, doi: 10.1016/j.msea.2015.12.084.
- [39] G. H. de O. Freitas and C. A. S. de Oliveira, "Effect of Hot Deformation on Microstructure, Hardness and Precipitation Kinetics in a C350 Maraging Steel Modified by Titanium Addition," *Materials Research*, vol. 21, no. 6, 2018, doi: 10.1590/1980-5373-mr-2018-0120.
- [40] Y. He, K. Yang, W. Sha, and D. J. Cleland, "Microstructure and Mechanical Properties of a 2000 MPa Co-Free Maraging Steel after Aging at 753 K," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 35A, pp. 2747–2755, 2004.
- [41] T. J. B. Alves et al., "Aging-Induced Transformations of Maraging-400 Alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 49, no. 8, pp. 3441–3449, 2018, doi: 10.1007/s11661-018-4724-y.



# **A MANUFATURA ADITIVA E MANUFATURA 4.0 NA FABRICAÇÃO DE FERRAMENTAIS DE CONFORMAÇÃO - CARBONETOS CIMENTADOS (METAIS DUROS) -**

**Gilmar Ferreira Batalha, [gfbatalh@usp.br](mailto:gfbatalh@usp.br)**

Dept. Eng. Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo



## Agenda



- 1 **Introdução – Inovadores, Inventores e Investidores**
- 2 **Engenharia Simultânea - DFMA**
- 3 **Indústria 4.0 & Sociedade 5.0 – Ferramentaria Digital**
- 4 **Manufatura Subtrativa e Manufatura Aditiva: Metal duro ?**
- 5 **Novos processos & Novos ferramentais – Novos materiais**
- 6 **Ferramentas produzidas por Manufatura Aditiva – Metal duro**
- 7 **Conclusões / Agradecimentos**



ESCOLA POLITÉCNICA  
DA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO





# Teoria dos 3 obstáculos: inventores, inovadores & investidores



Habilidade para Executar	Desafiadores	Líderes
	Competidores de Nicho	Visionários
Abrangência da Visão		

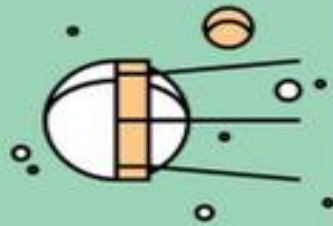
Know-who?



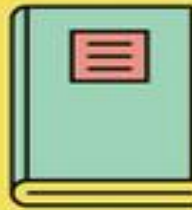
introdução  
**INVENTOR**  
**INOVADOR**  
**INVESTIDOR**



IMAGINE



EXPLORE



APRENDA



PENSE

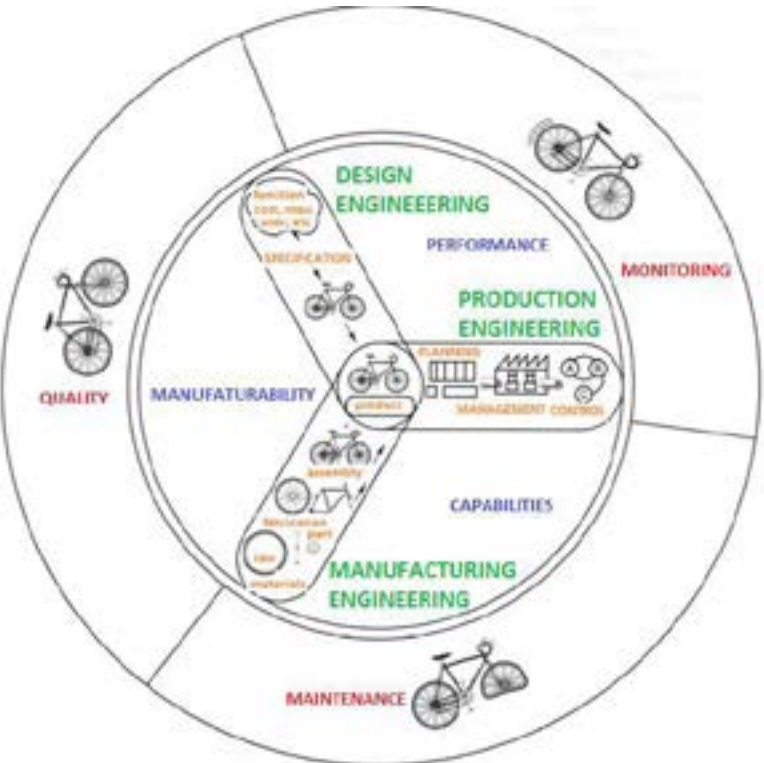


SAIBA





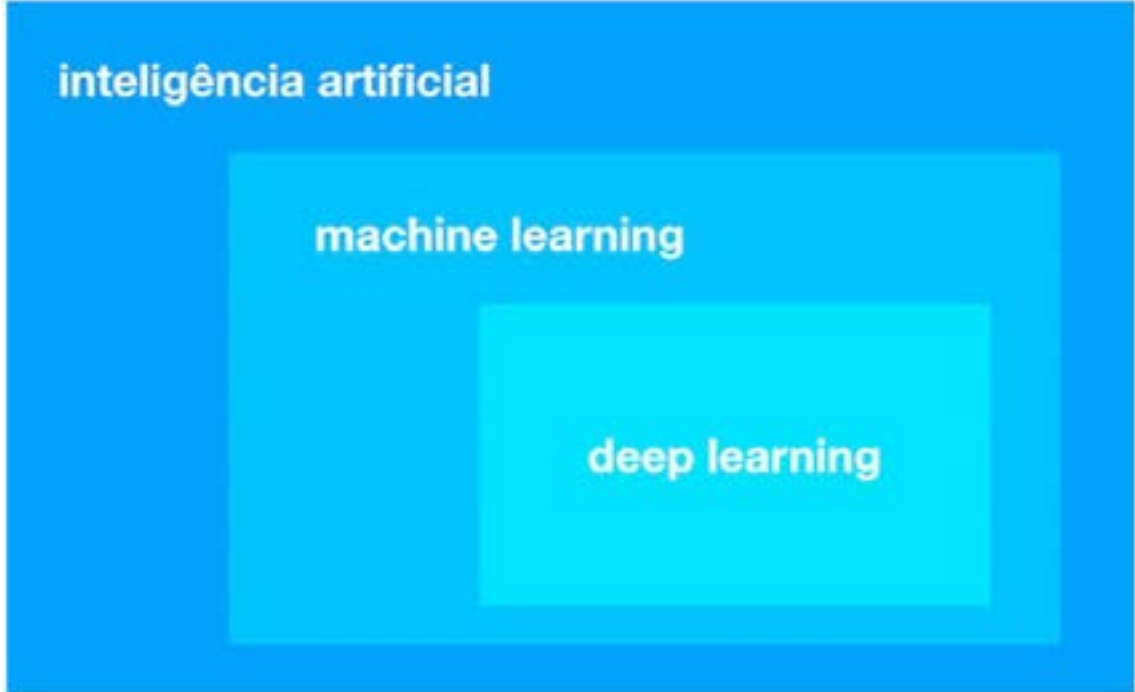
# ENGENHARIA SIMULTÂNEA (Concurrent Engineering)



# Desenvolvendo pesquisas em processo de fabricação

## Inteligência Artificial?

- a área de ciência da computação concentrada em criar programas e máquinas que podem exibir comportamentos considerados inteligentes
- IA é o conceito segundo o qual "máquinas pensam como humanos."



introdução I.A.

A experiência está envelhecendo e o conhecimento se tornando perecível ? Aprender? desaprender? reaprender?

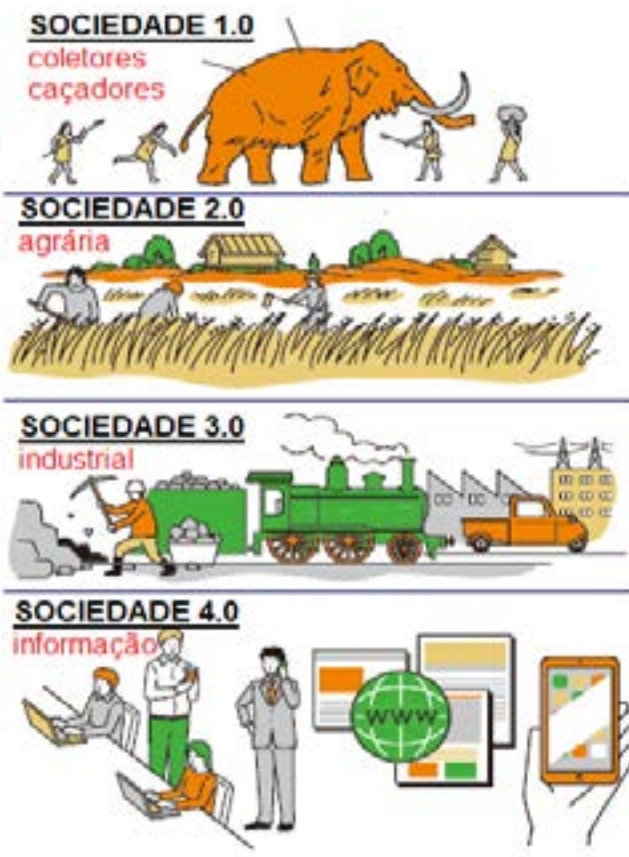
# Indústria 4.0



**Introdução  
INDUSTRIA  
4.0**

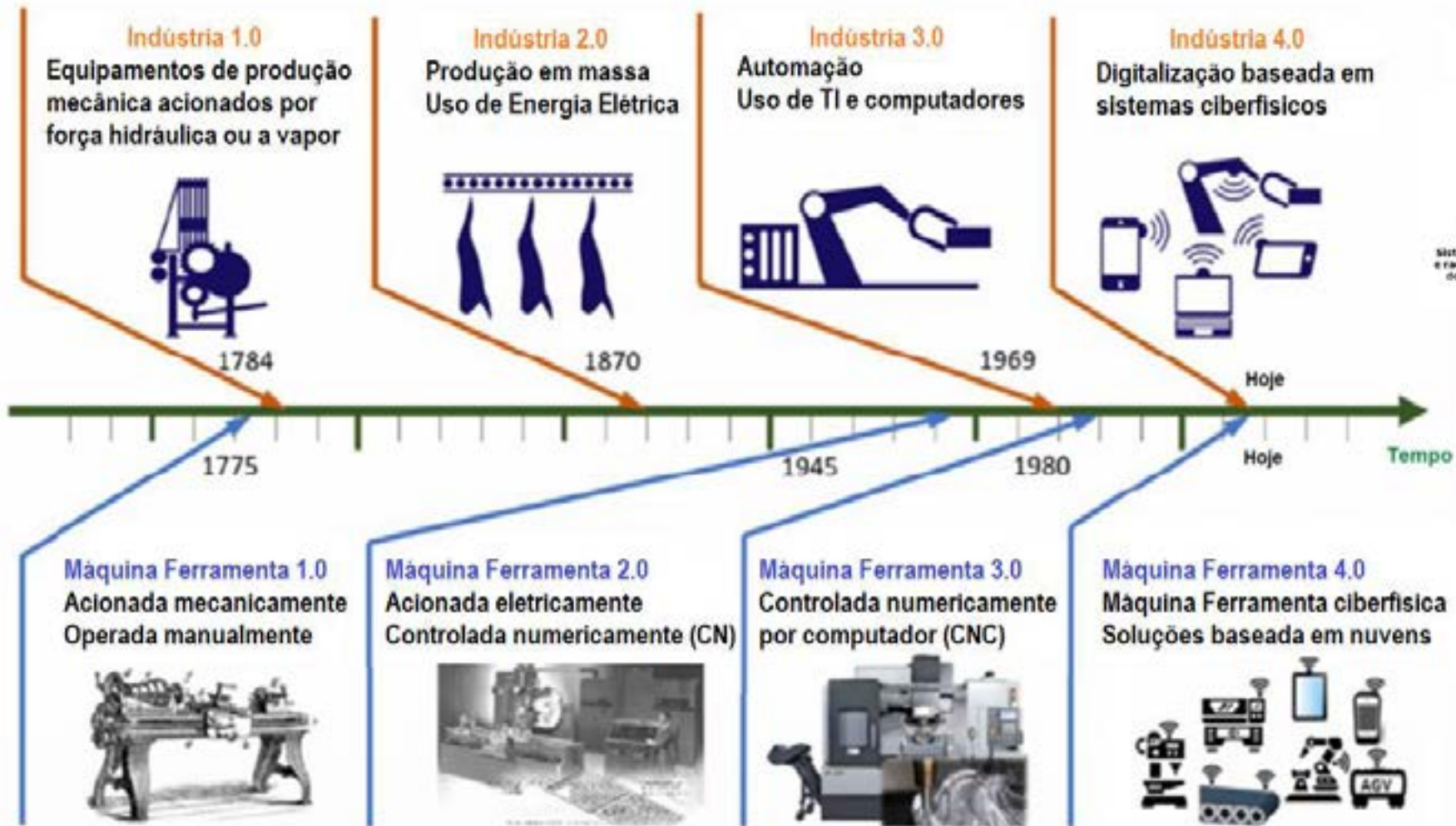


# Sociedade 5.0



desenvolvimento de sociedades desde os caçador coletor, passando a agrários, industrializados, informatizados até chegar a uma sociedade “super inteligente”

# Evolução da industrialização e das máquinas ferramentas (Liu et al. 2018)





# FERRAMENTARIA DIGITALIZADA

## CONFORMAÇÃO A FRIO

- operada a Temperatura ambiente mas  $T < T_{recristalização}$ .
- com lubrificantes redutores do atrito



## CONFORMAÇÃO A QUENTE

- Temperatura acima da  $T_{recristalização}$ .
- Potencial para impactar as propriedades da peça.



## MICRO-CONFORMAÇÃO

- Efeito de tamanho
- Controle de tolerâncias (GDI)



## CONFORMAÇÃO INCREMENTAL

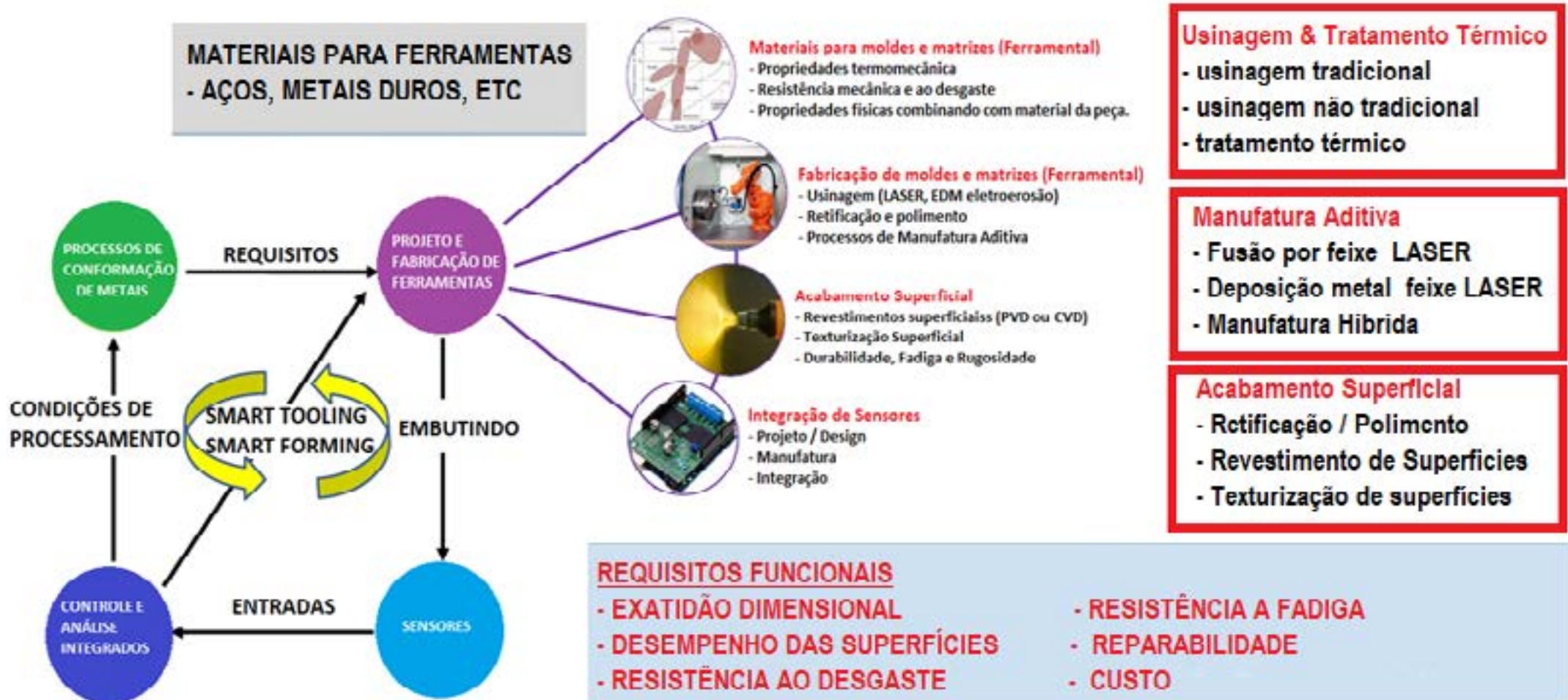
- Área de contato reduzida
- Velocidade de deslizamento



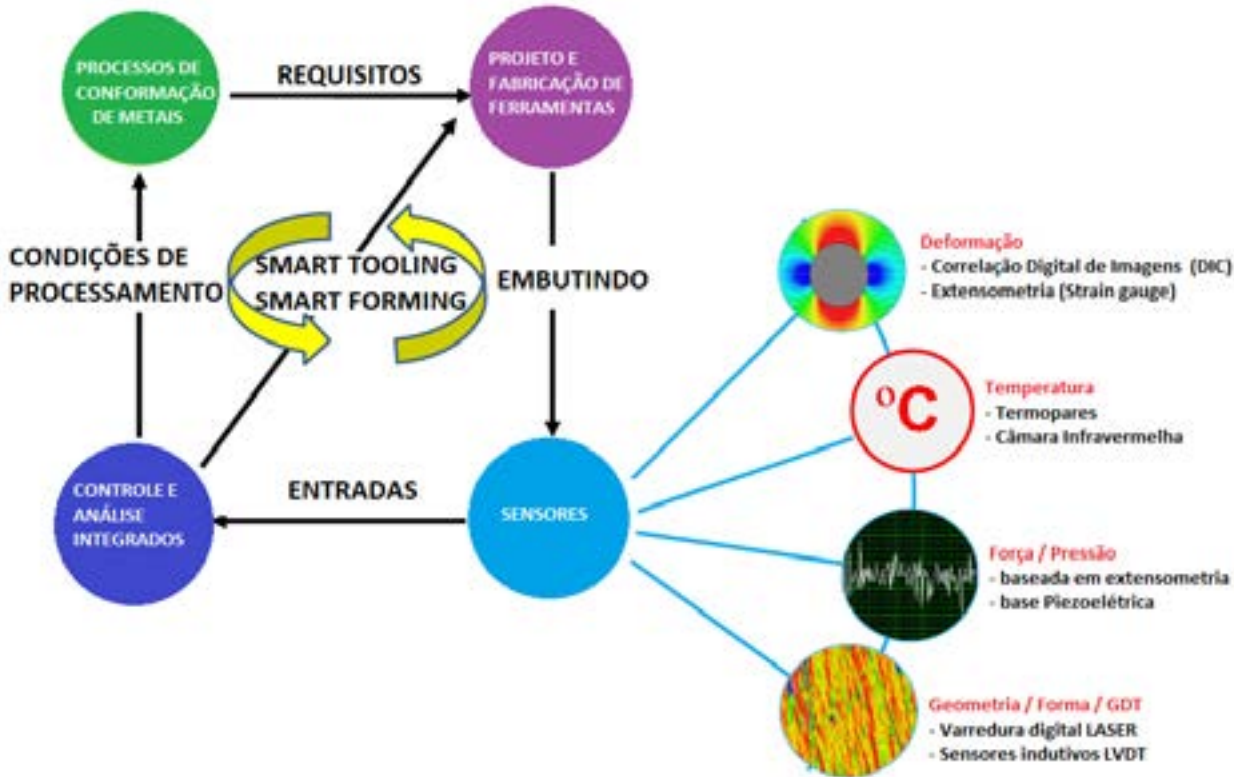
Schmidt et al. 2020



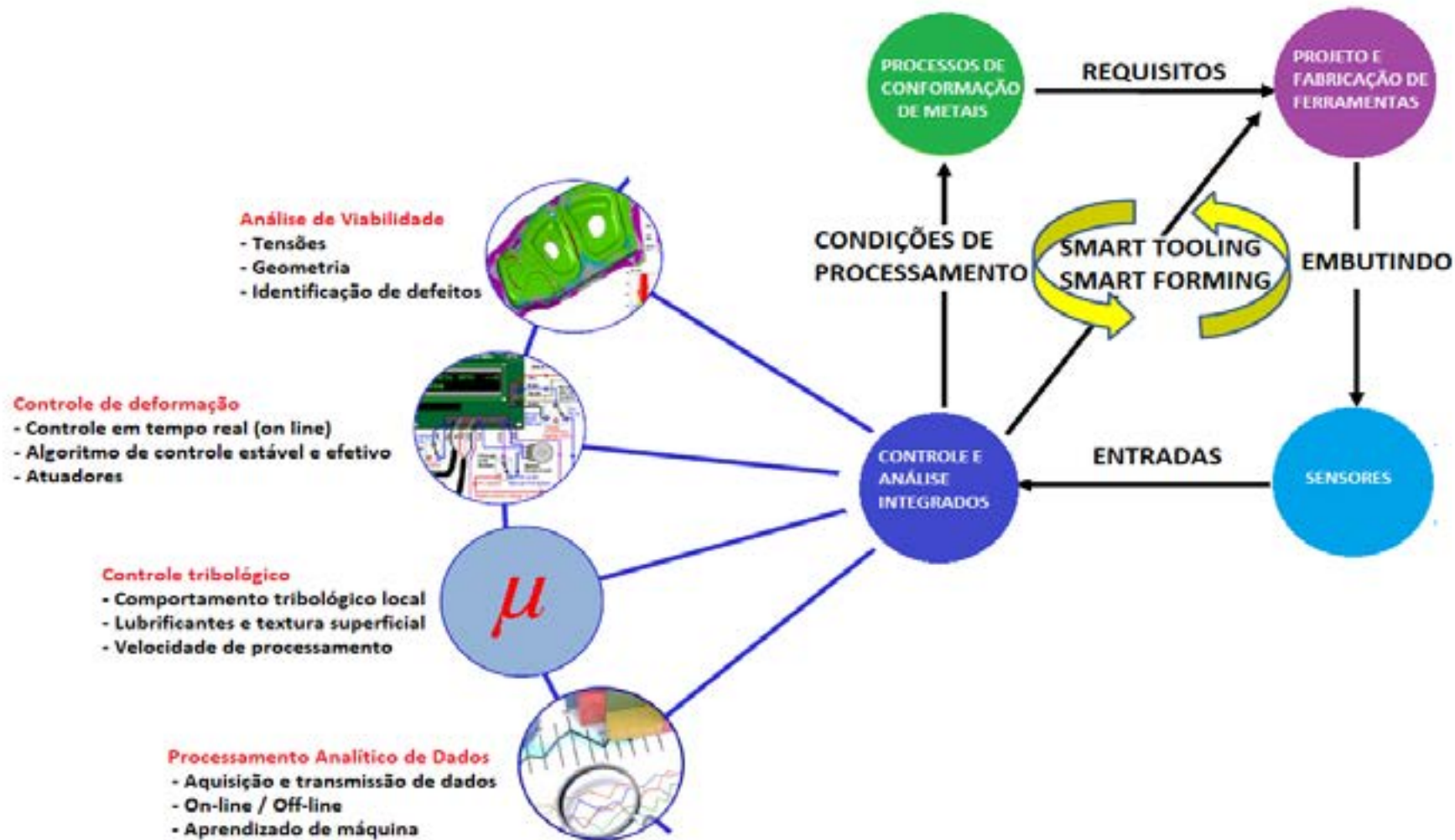
# FERRAMENTARIA DIGITALIZADA



# FERRAMENTARIA DIGITALIZADA



# FERRAMENTARIA DIGITALIZADA



FERRAMENTARIA  
DIGITALIZADA



# FERRAMENTARIA DIGITALIZADA

MELHORIA DA FUNCIONALIDADE DOS FERRAMENTAIS DE CONFORMAÇÃO

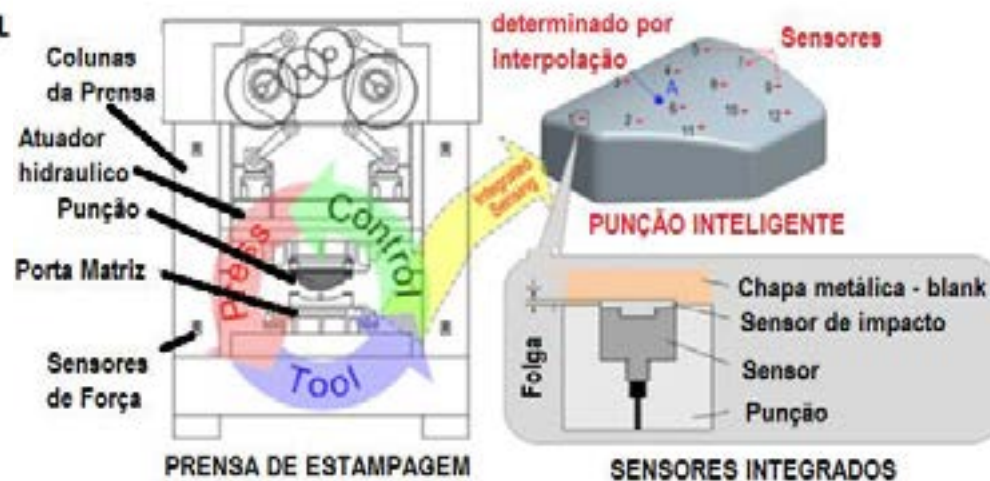
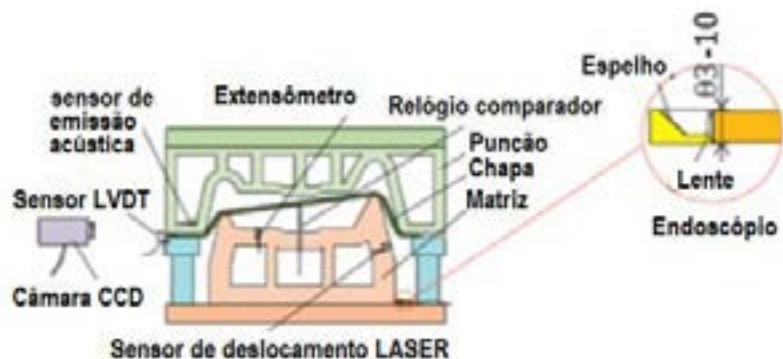
CONTROLE DE INTERFACE & MELHORIA NA DURABILIDADE DE FERRAMENTAIS DE CONFORMAÇÃO

ENGENHARIA SIMULTÂNEA NO PROJETO DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO E DO FERRAMENTAL DE CONFORMAÇÃO

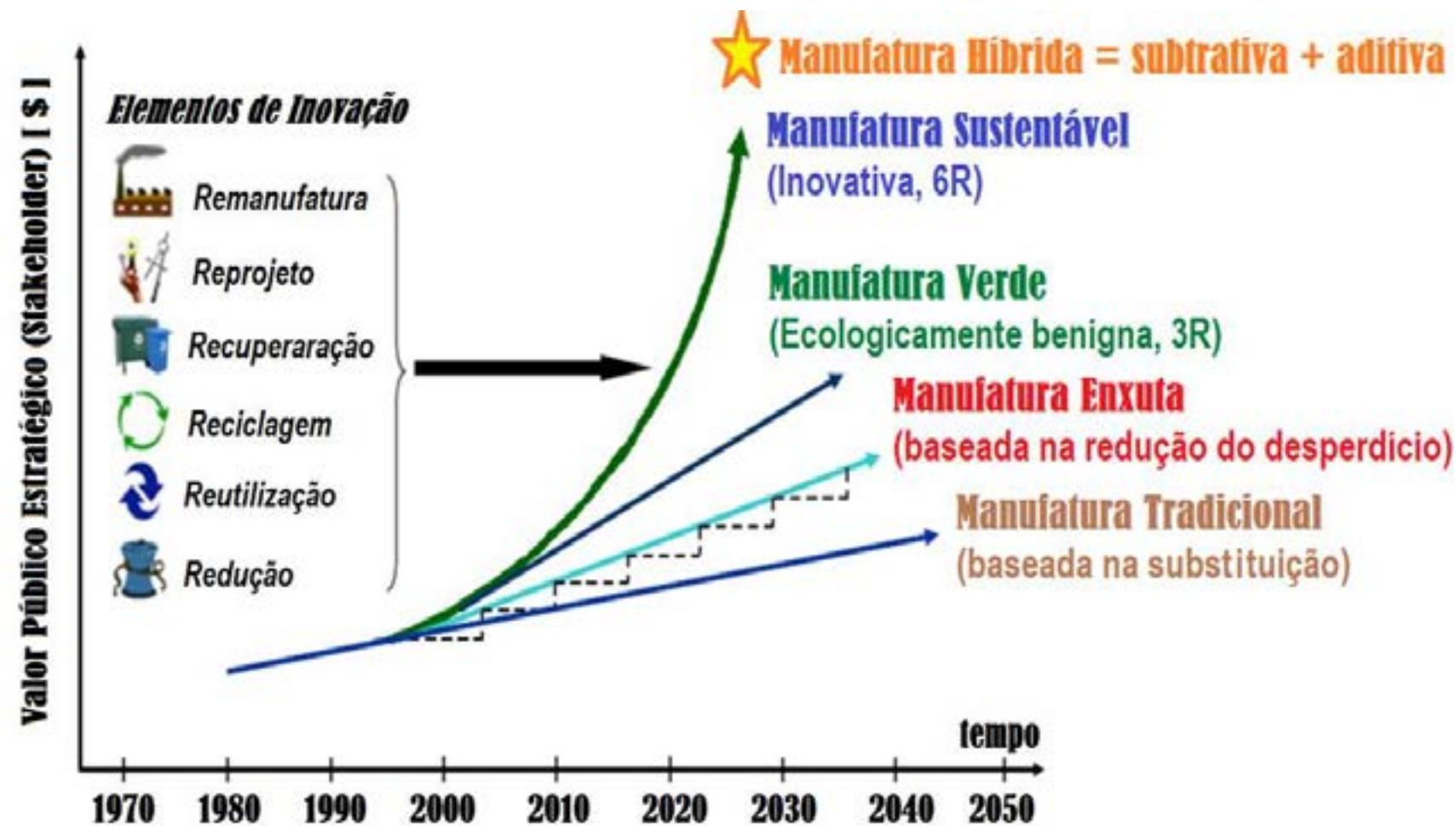
CRIAÇÃO DE FERRAMENTAS DE CONFORMAÇÃO COMUNICANTES E INSTRUMENTADAS COM SENSORES.



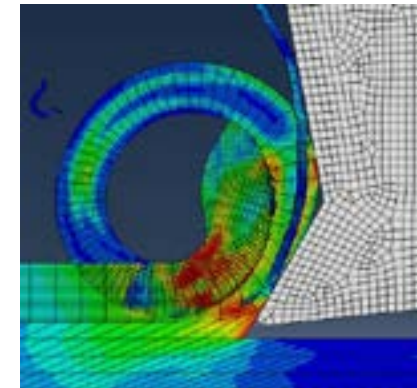
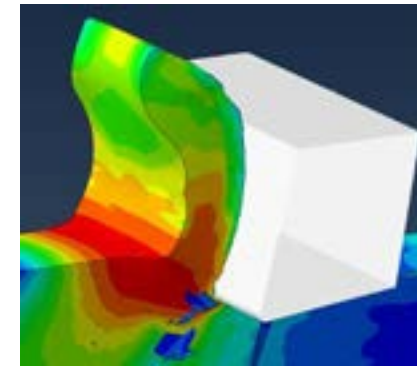
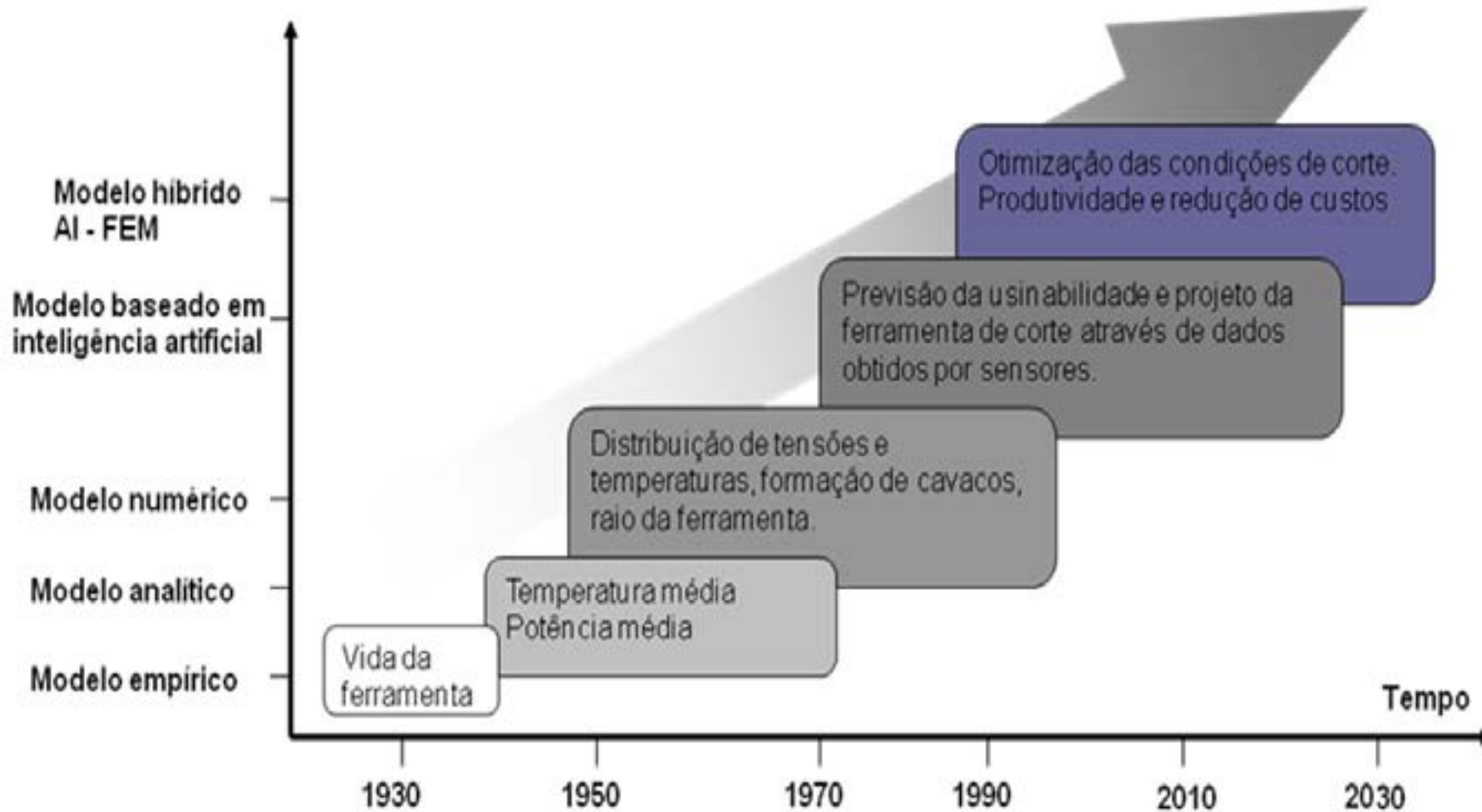
- COMPREENSÃO DO ESTADO DO FERRAMENTAL



# FERRAMENTARIA DIGITALIZADA



# FERRAMENTARIA DIGITALIZADA

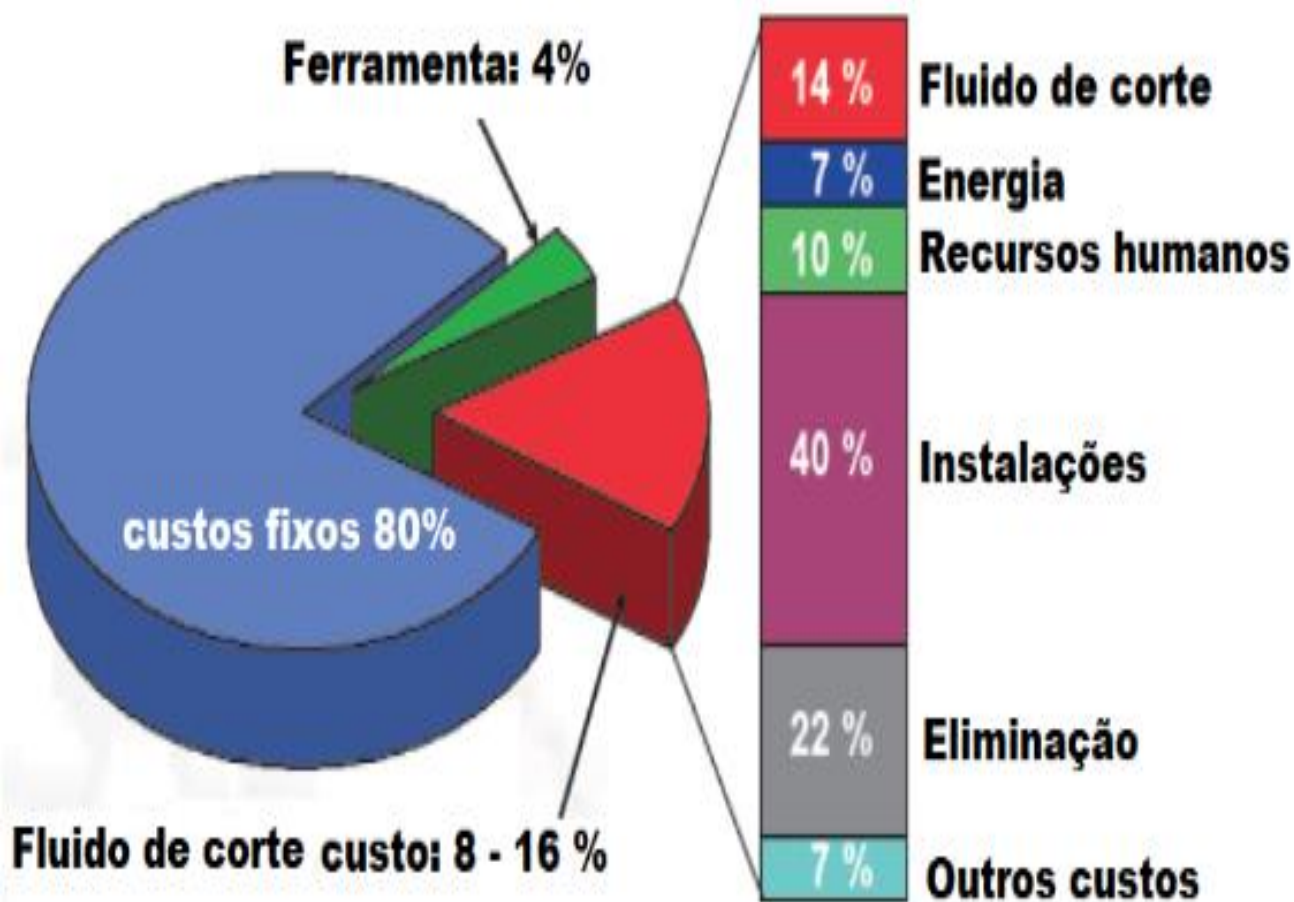


**Evolução da  
TECNOLOGIA DE  
USINAGEM**



# FERRAMENTARIA DIGITALIZADA

USINAGEM COM MÍNIMA QUANTIDADE DE LUBRIFICAÇÃO – MQL



# FERRAMENTARIA DIGITALIZADA

Tecnologias reais e digitais avançadas para a Indústria 4.0

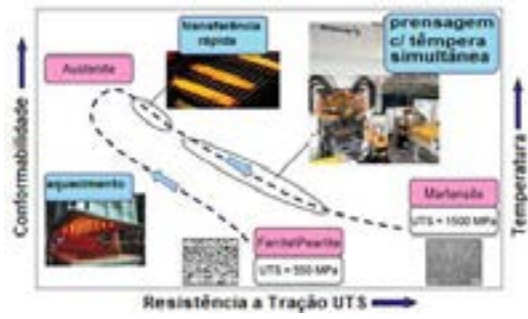
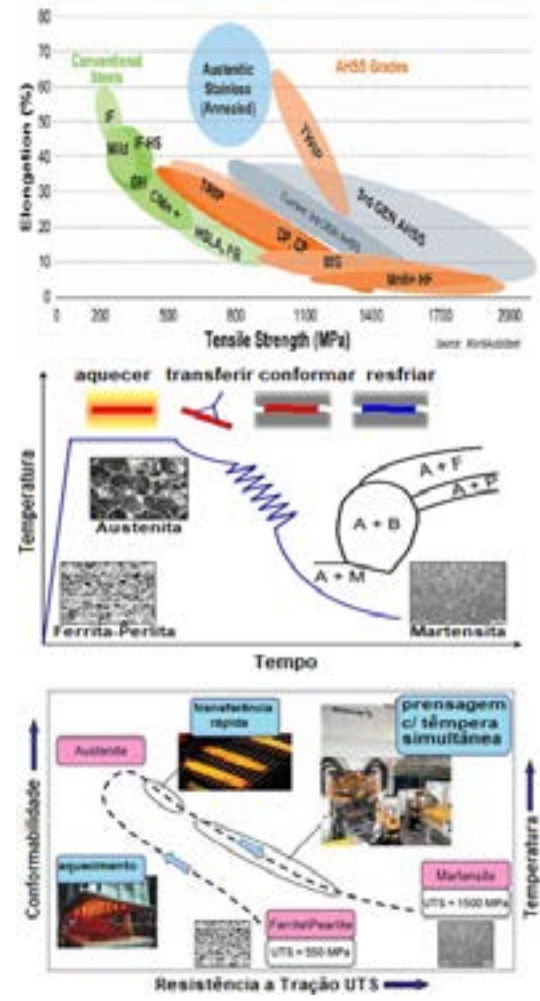
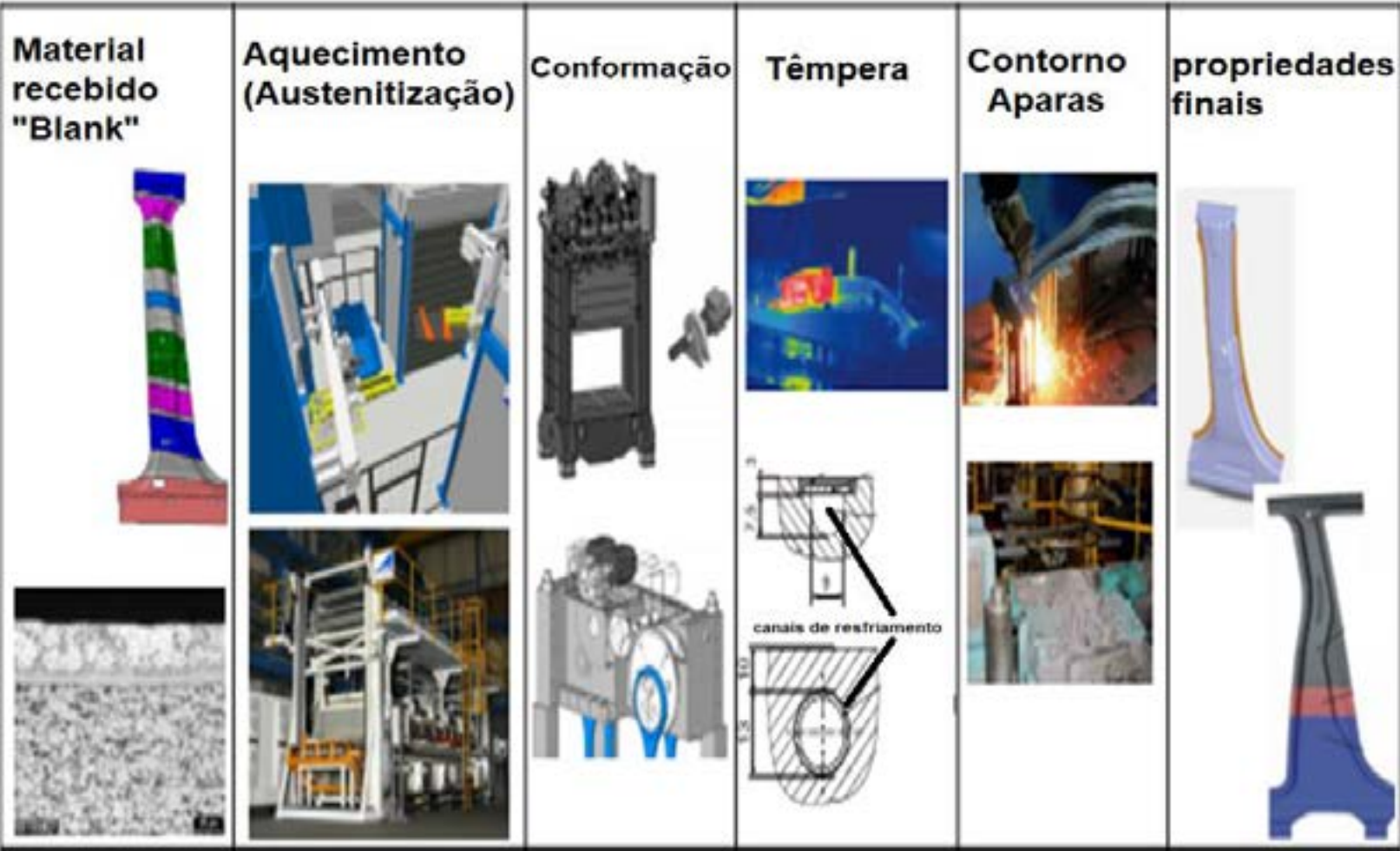


## Hiper Ciclo de Gartner para tecnologias emergentes

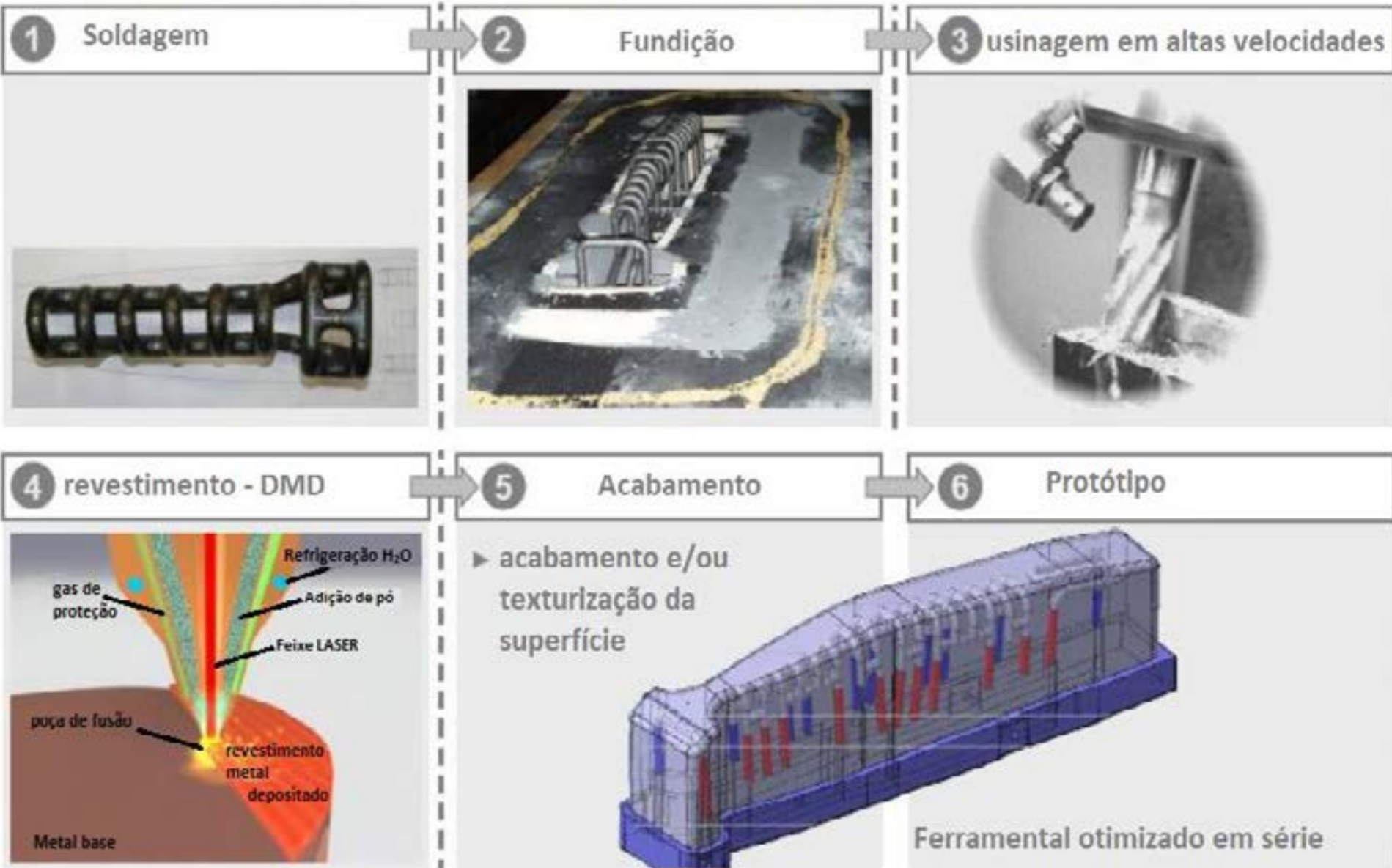




# Novas Tecnologias MA e Ferramentas para novos processos: CTS Hot Stamping



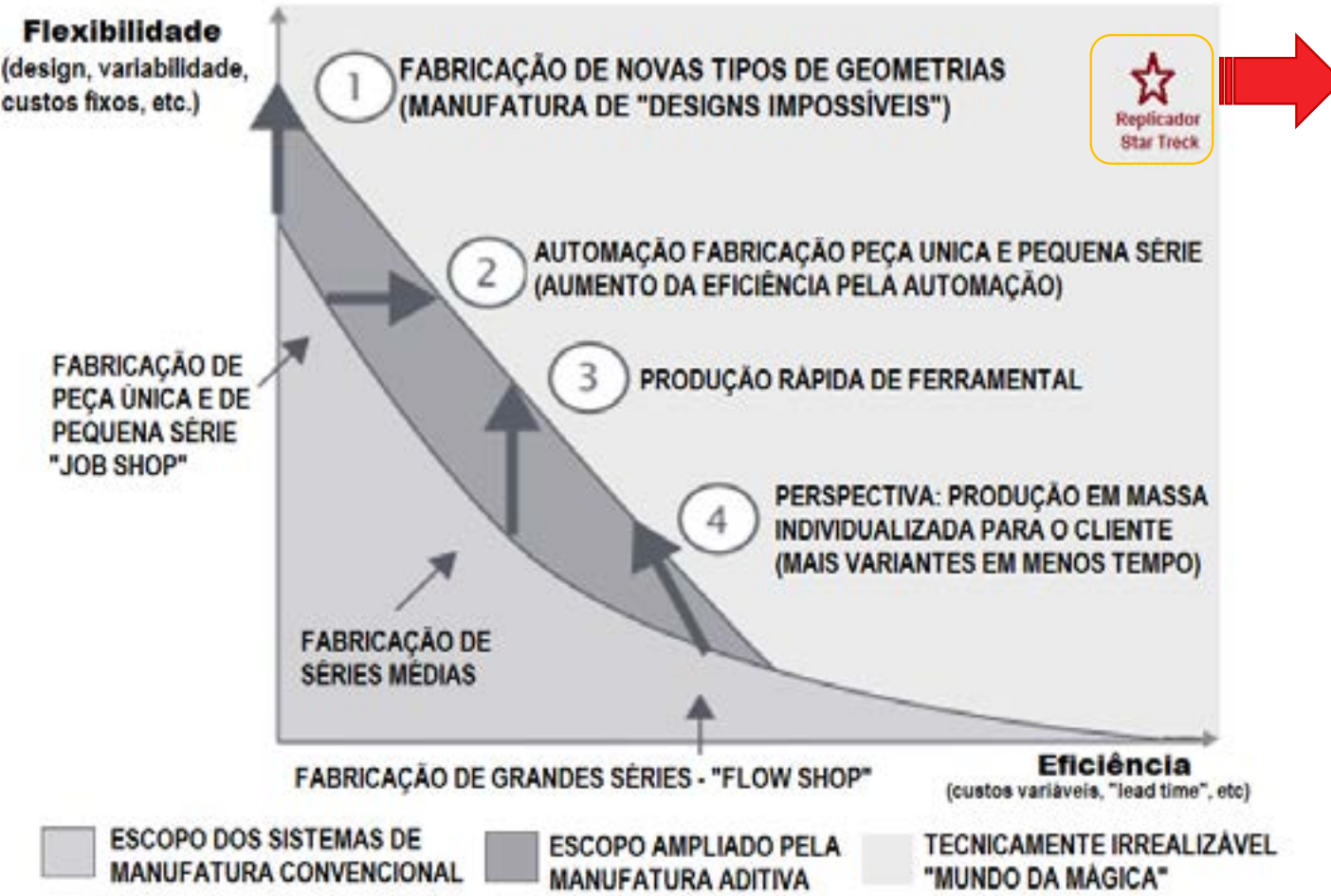
# Novas Tecnologias MA e Ferramentas para novos processos: CTS Hot Stamping



Ferr  
nov  
CTS



# Novas Tecnologias MA – Flexibilidade vs. Eficiência

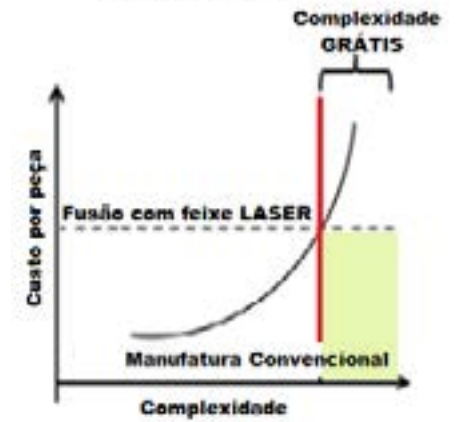
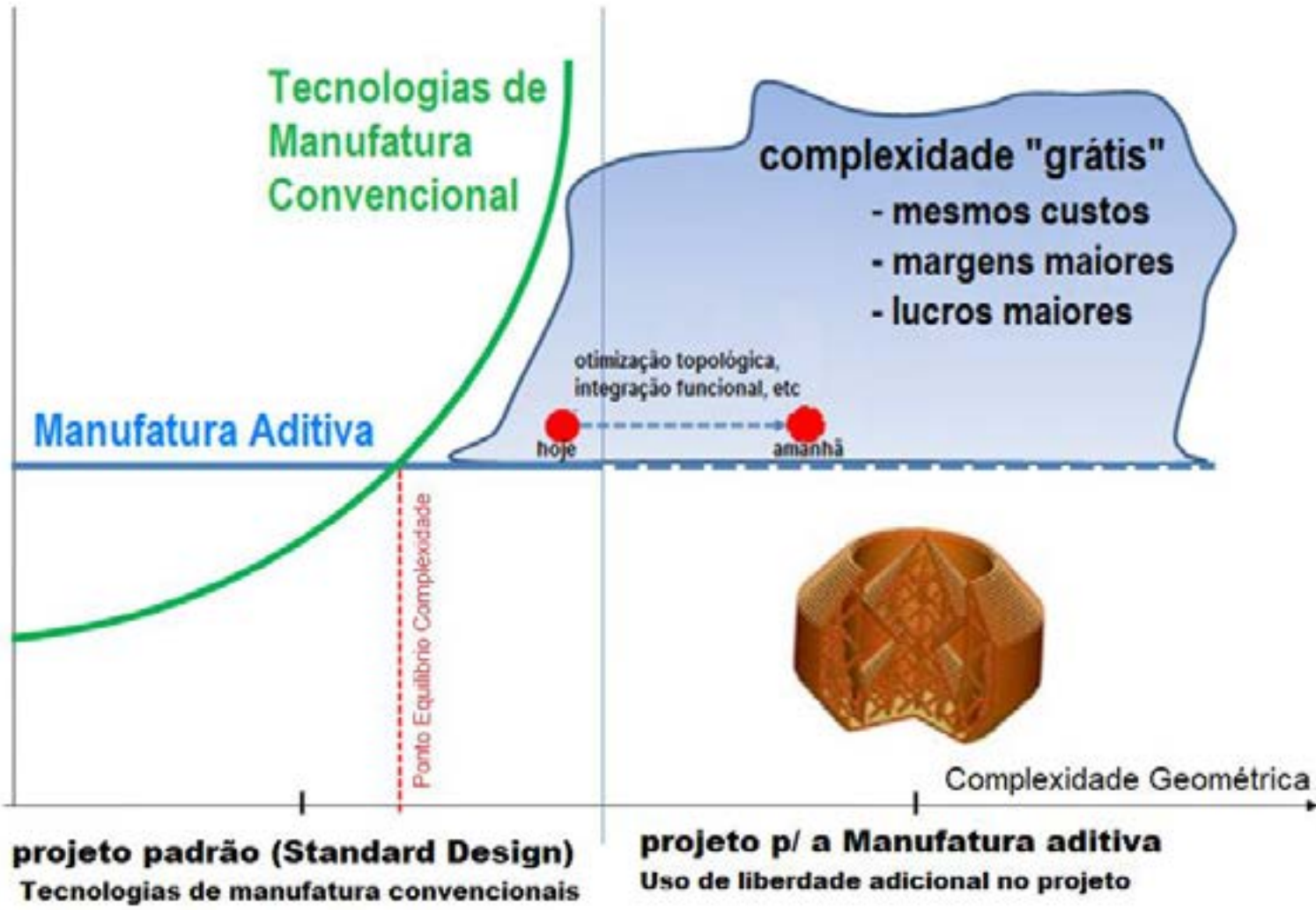


'Vida longa e próspera'

Fonte: Thiesse et al. 2015 , p.140

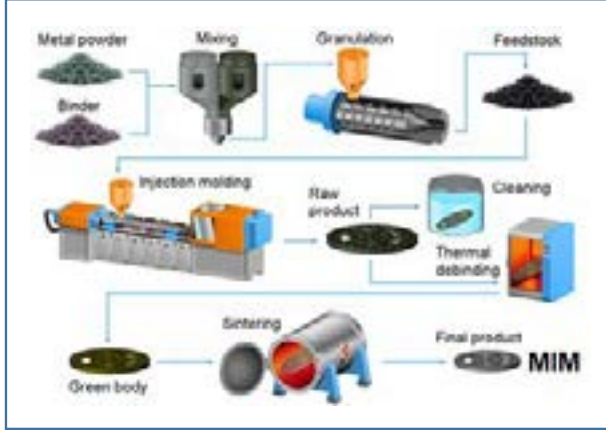
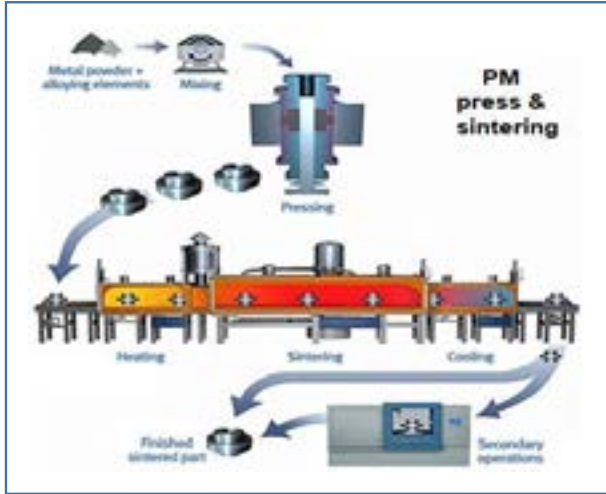
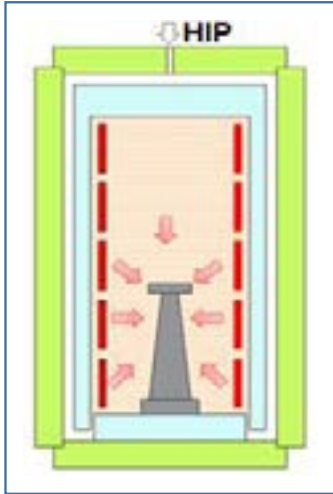
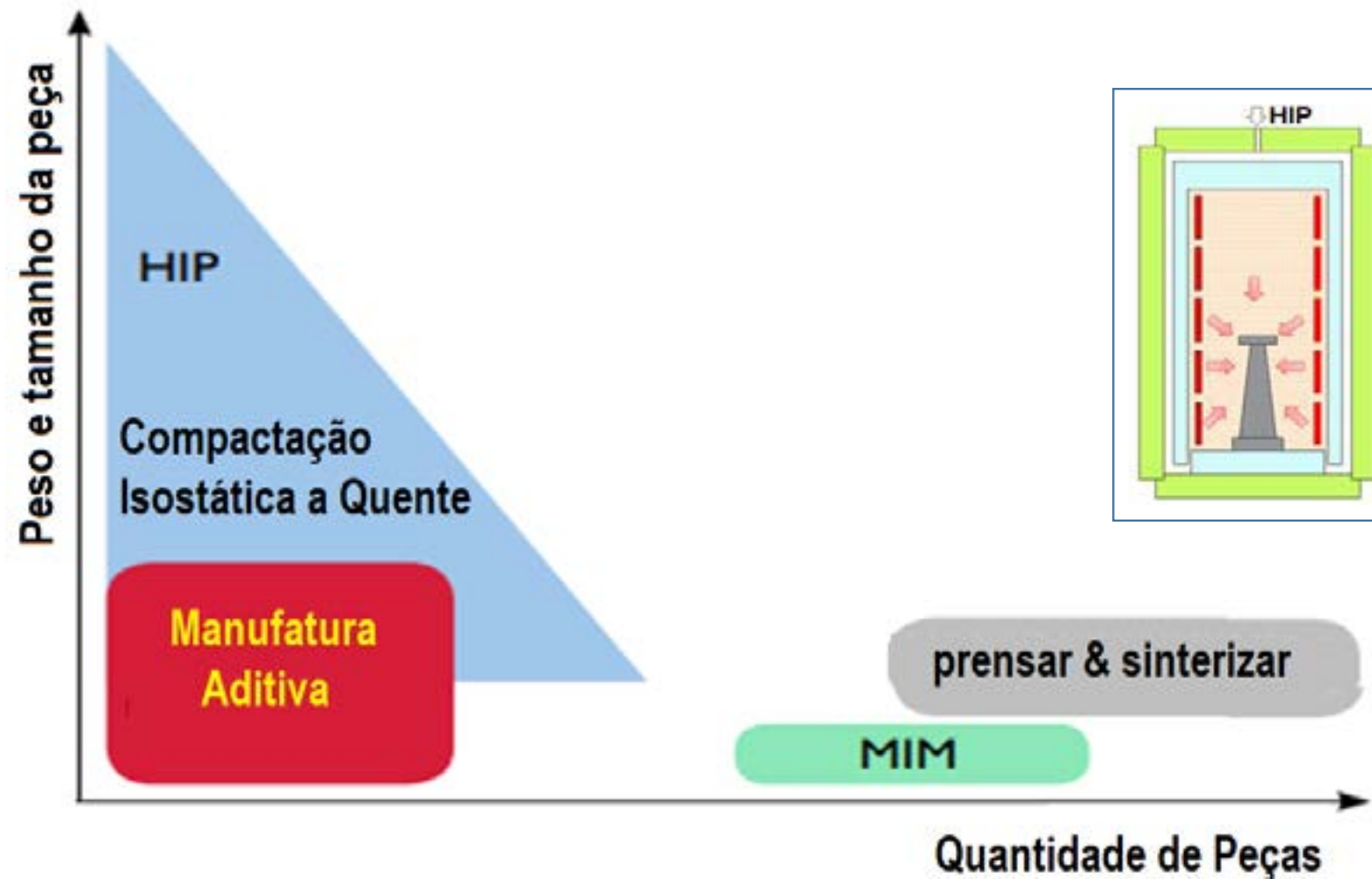
# Novas Tecnologias MA : DFMA versus COMPLEXIDADE

**DESIGN PARA A MANUFATURA ADITIVA**  
(processo, complexidade e dimensões)





**Posicionamento dos processos MP : peso, tamanho e quantidade produção em série**



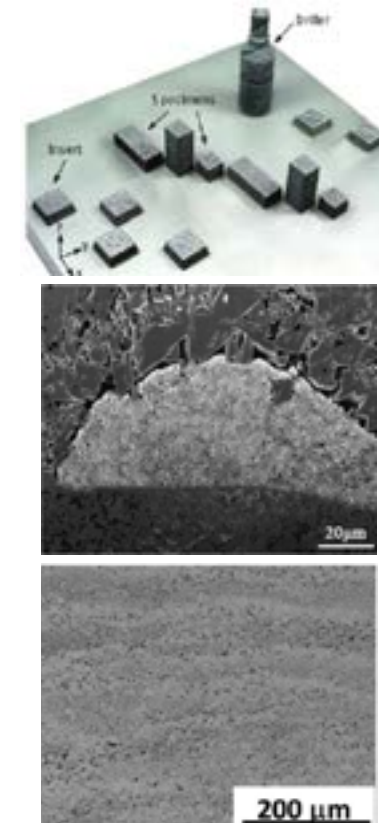
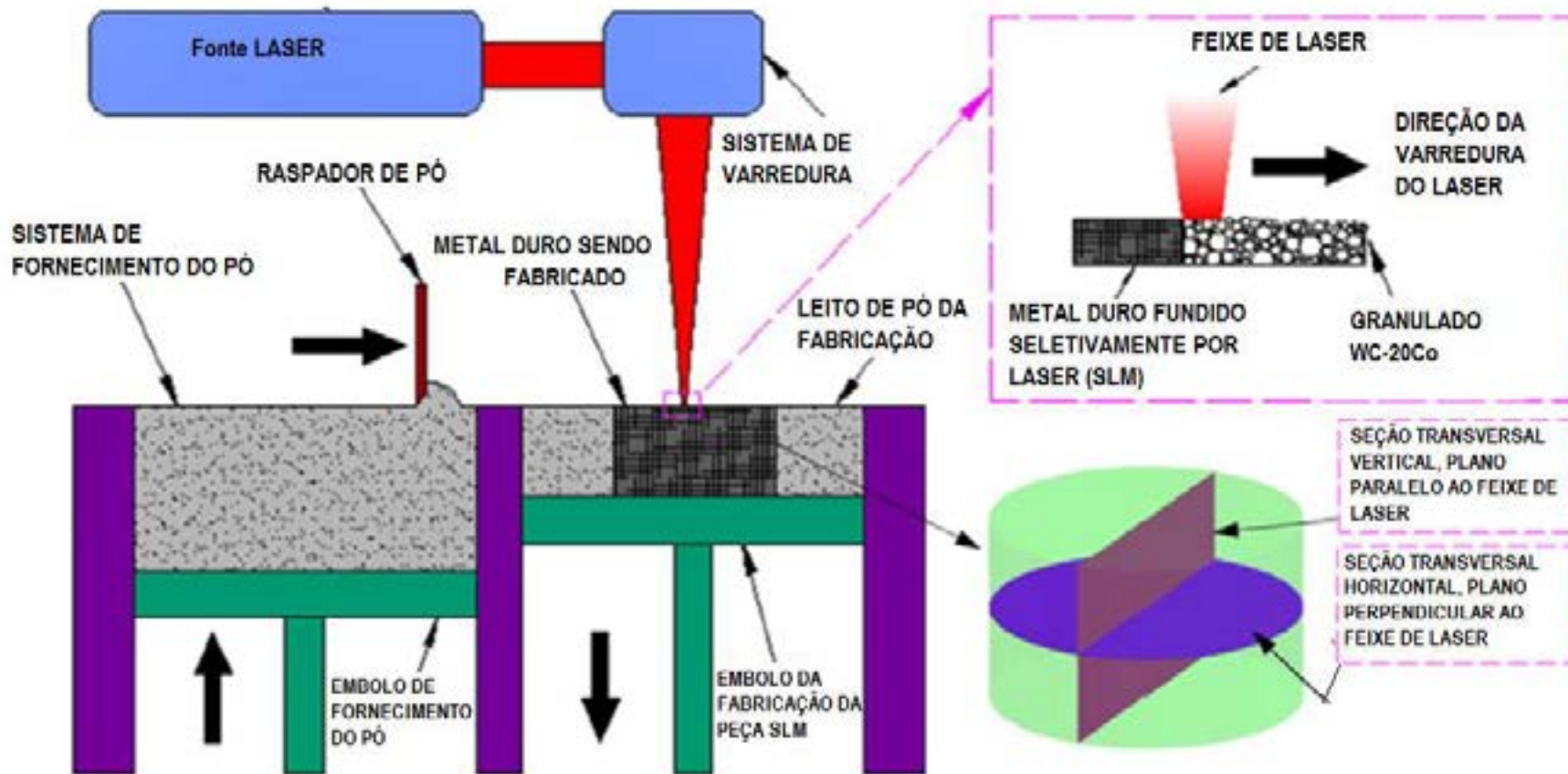
## Técnicas mais utilizadas para processamento MA metal duro WC-Co

PBF - SLM - fusão seletiva a laser em leito de pó (à base de pó seco) – sinterização direta;  
 3DGP - impressão por extrusão 3D em gel (à base de líquido) – sinterização indireta;  
 FFF - Fabricação por Fusão de Filamentos (com base sólida) – sinterização indireta.

7 Famílias de Manufatura Aditiva - ISO ASTM52900-15 - (antiga ASTM F2792)							
							
VAT PHOTOPOLYMERIZATION	POWDER BED FUSION (PBF)	BINDER JETTING	MATERIAL JETTING	SHEET LAMINATION	MATERIAL EXTRUSION	DIRECTED ENERGY DEPOSITION (DED)	HYBRID
FOTOPOLIMERIZAÇÃO (SLA e DLP)	FUSÃO EM LEITO DE PÓ (PBF)	JATEAMENTO DE AGLOMERANTE	JATEAMENTO DE MATERIAL	LAMINAÇÃO EM FOLHAS	EXTRUSÃO DE MATERIAL	DEPOSIÇÃO DE ENERGIA DIRECIONADA	HÍBRIDA

conforme Yang et al (2020), Medellín-Castillo e Torres (2009); Yan e Gu (1996)

# Técnicas mais utilizadas para processamento MA metal duro WC-Co

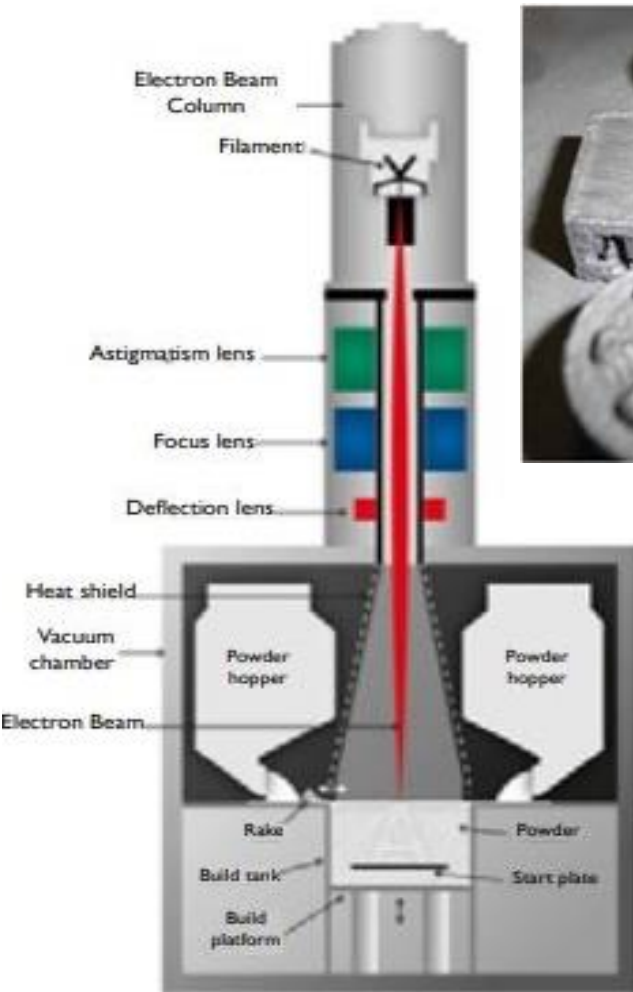


## SLM – SELECTIVE LASER MELTING

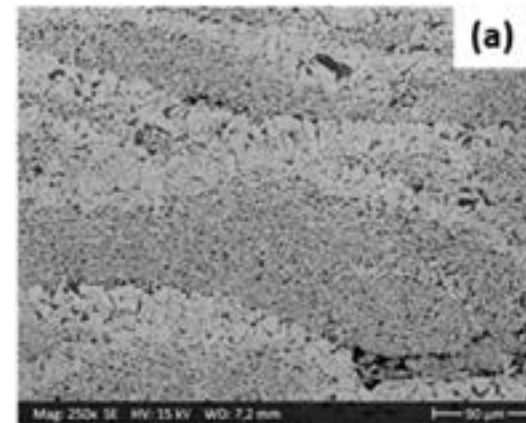
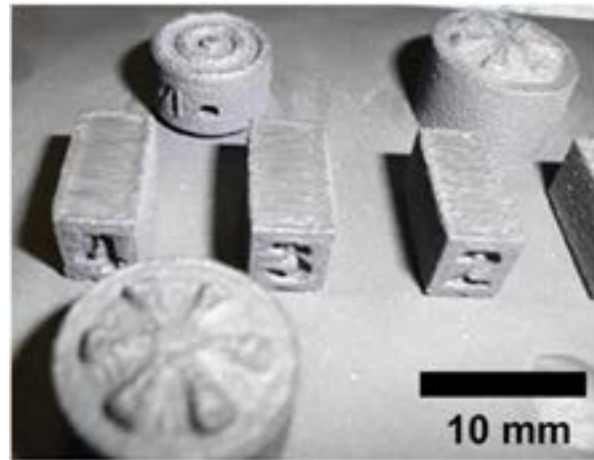
Chen J, Huang M, Fang ZZ, Koopman M, Liu W, Deng X, Zhao Z, Chen S, Wu S, Liu J, Qi W, Wang Z (2019) Microstructure analysis of high density WC-Co composite prepared by one step selective laser melting. Int J Refract Met Hard Mater 84, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.104980>



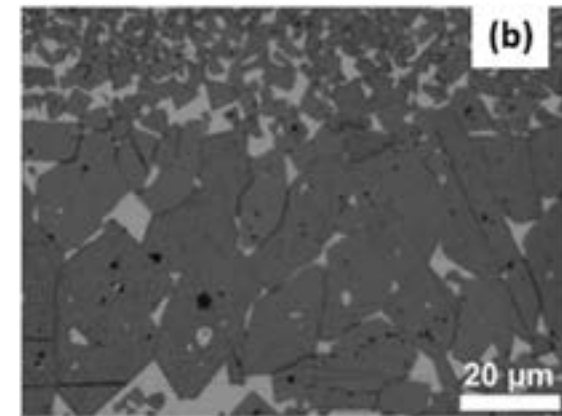
# Técnicas mais utilizadas para processamento MA metal duro WC-Co



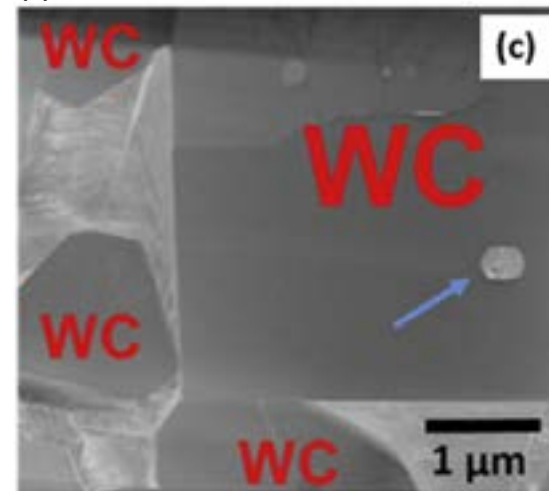
SEBM –  
SELECTED ELECTRON BEAM MELTING  
POWDER BED FUSION  
WC-13Co hardmetal



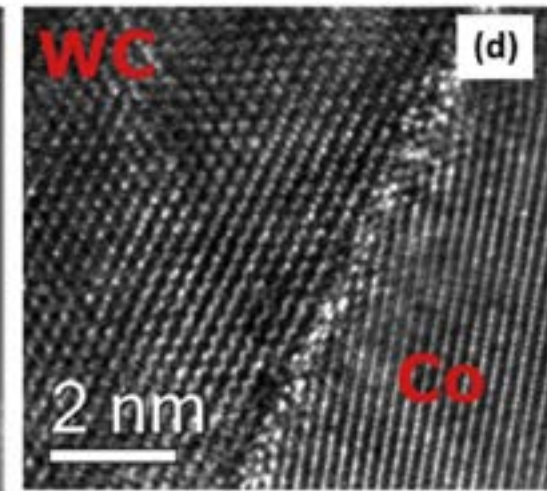
(a) estrutura de camadas.



(b) Seção transversal



(c) imagem varredura MET (STEM)

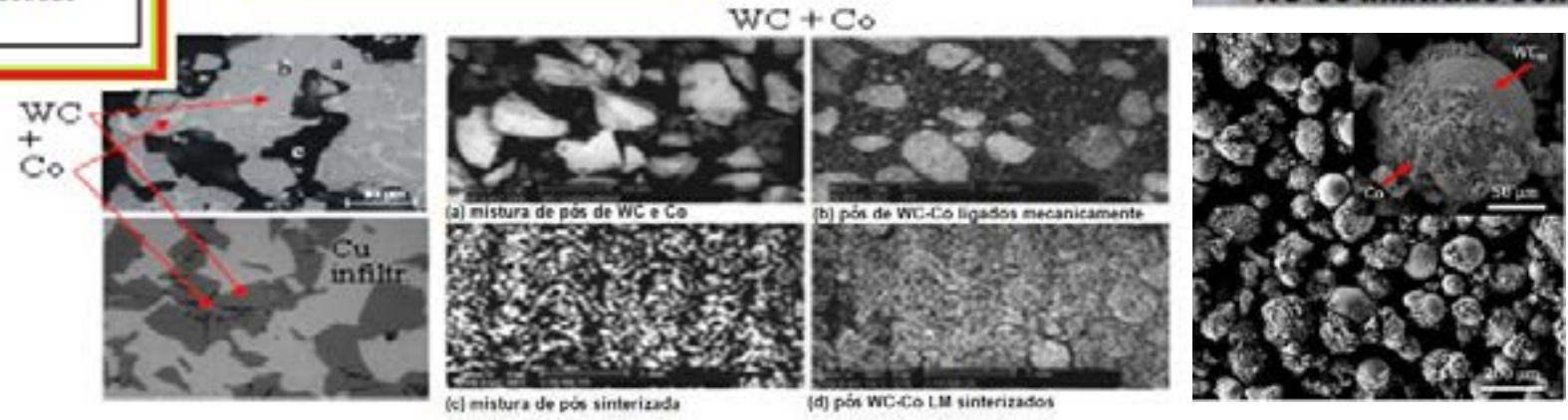
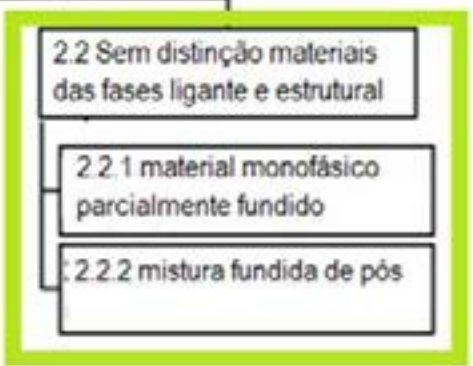


(d) Imagem HRTEM interface WC-Co

# Processamento MA – SLM – PBF - metal duro WC-Co

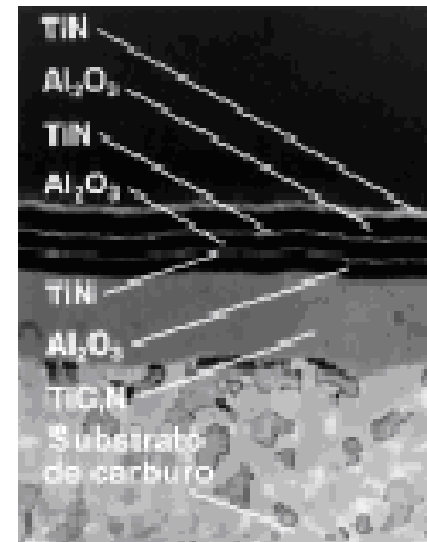
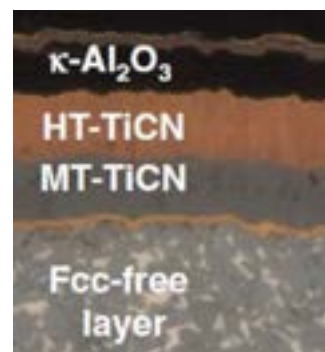
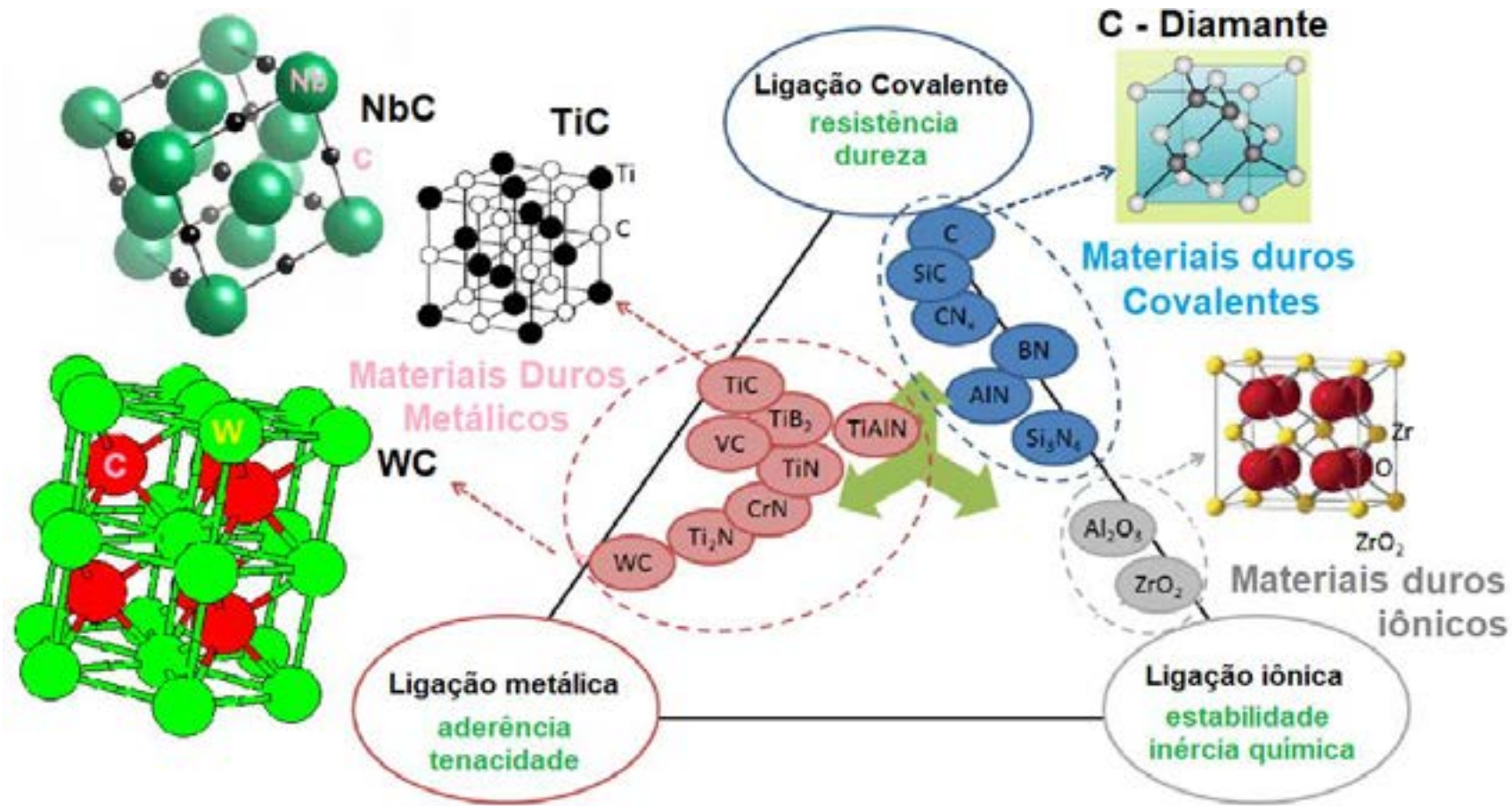
## SINTERIZAÇÃO FASE LÍQUIDA Materiais Diferentes

### MECANISMOS DE LIGAÇÃO



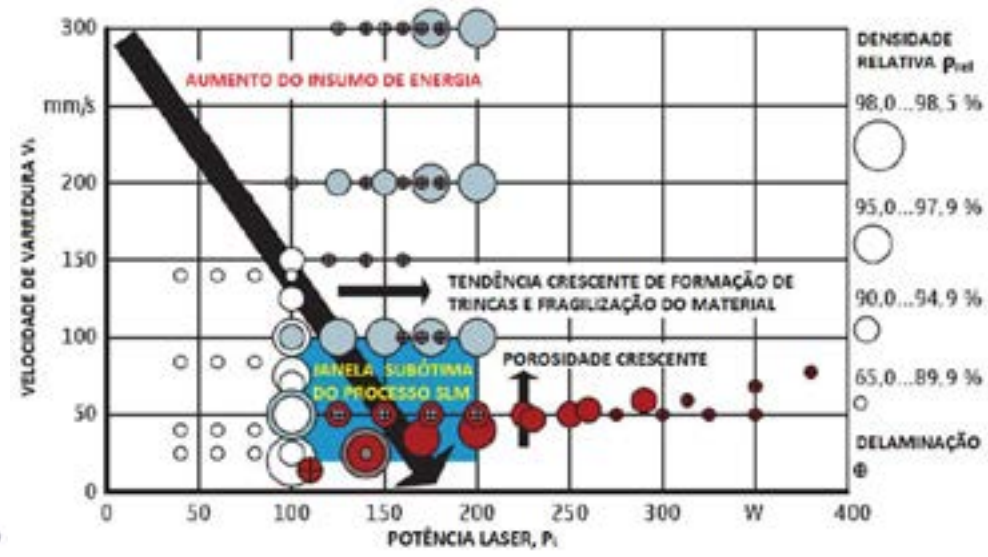
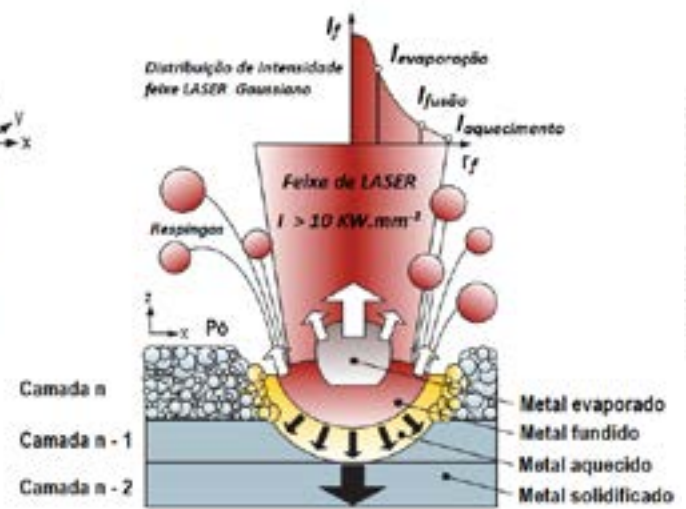
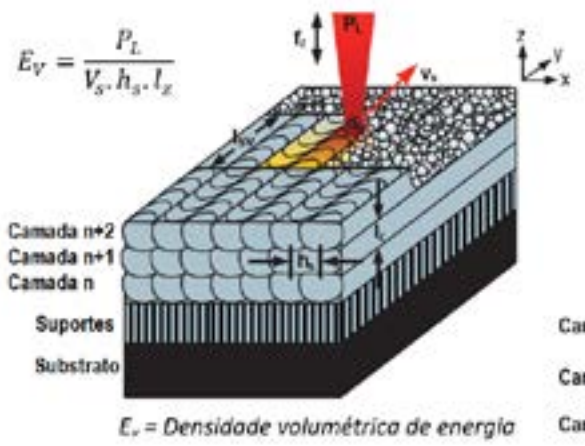


# Evolução das Pesquisas em METAL DURO - REVESTIMENTO



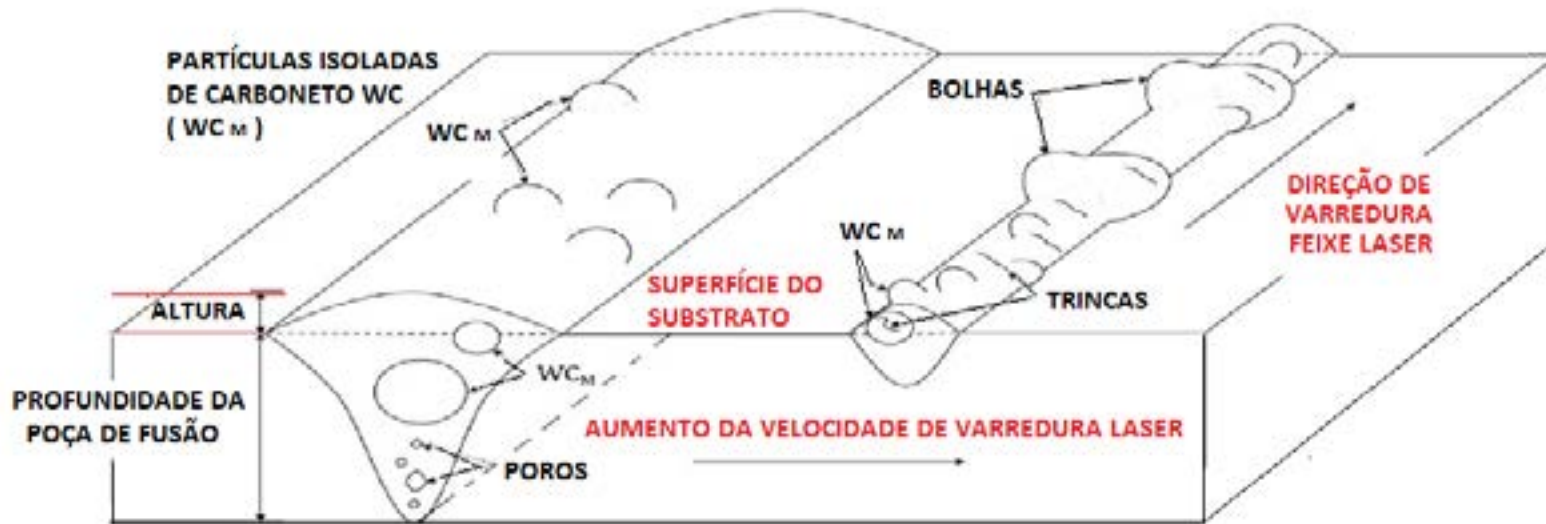
- Diagrama de materiais duros com base na natureza de suas ligações atômicas, Adaptado de [Holleck and Schier, 1995], [Clarke and Phillpot, 2005] e [Faure, 2010].

# Manufatura aditiva de metais duros .....???

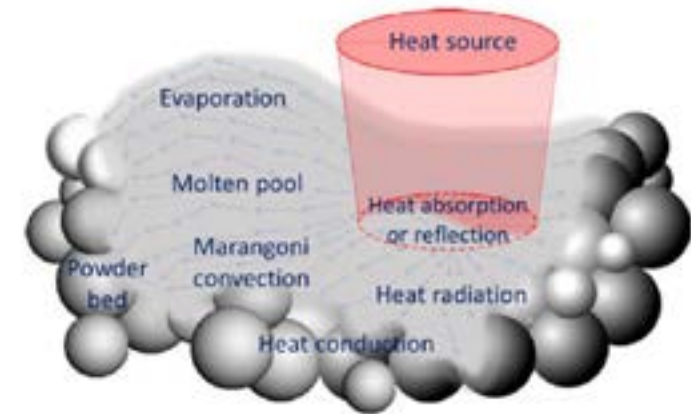
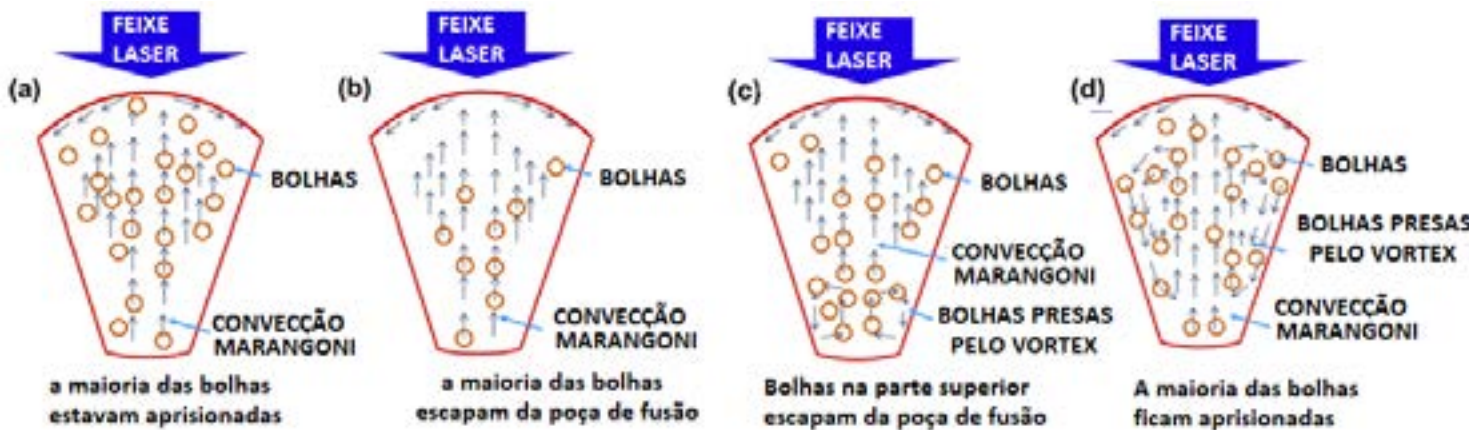


- INSTITUTOS DE PESQUISA
- Fraunhofer IPK Berlin
  - Fraunhofer IPT Aachen
  - IWB TU Munique
  - BIAS Bremen

# Manufatura aditiva de metais duros .....????



Evolução das Pesquisas em MANUFATURA ADITIVA





---

## **Manufatura aditiva de metais duros .....????**

**A produção de componentes de metais duros WC-Co via manufatura aditiva (Ex.: SLM) apresenta alguns desafios, dois dos mais importantes ainda são:**

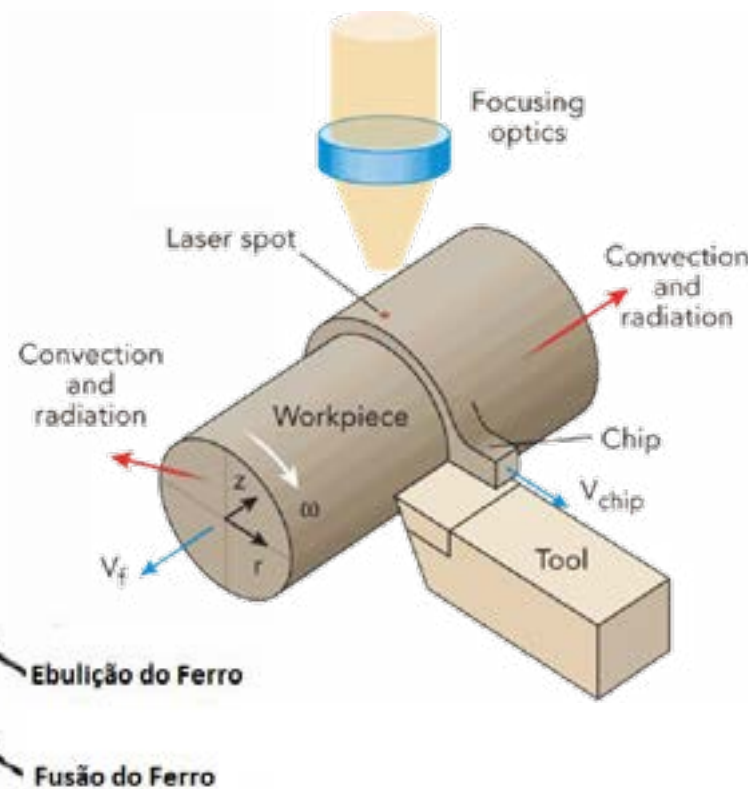
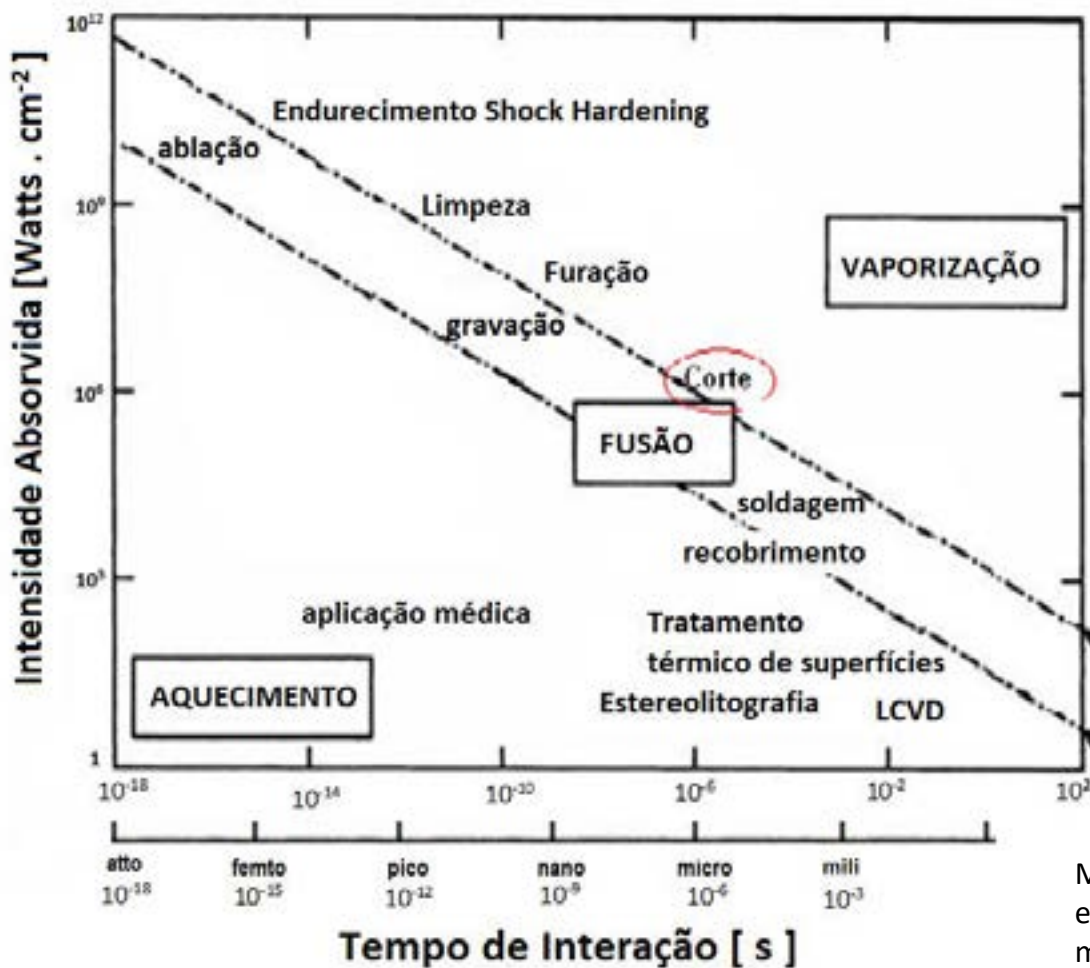
- Os pós de WC e Co têm  $T_{\text{fusão}}$  e absorção óptica no comprimento de onda do feixe de laser muito diferentes ;**
- O WC é muito frágil, o que torna o objeto suscetível a trincas e fissuras como resultado de ciclos térmicos que são induzidos durante o processo SLM.**



**Consequentemente, a fabricação via manufatura aditiva de ferramentas de metal duro WC-Co por SLM deve ser feita considerando dois aspectos interrelacionados:**

- Utilização de densidade energética máxima para atingir alta densidade sem causar trincas;**
- Obtendo um ciclo térmico correto durante a impressão, que por sua vez depende não apenas da densidade energética, mas também do tamanho e forma da peça, bem como de sua orientação sobre a plataforma de construção.**

# TECNOLOGIA LASER: FABRICA MATERIAIS DE CORTE? AUXILIA OU SUBSTITUI A FERRAMENTA?



Mapa de processo esquemático em termos de combinação de densidade de energia laser e tempo de interação para diferentes tipos de processamento de material a laser envolvendo nenhuma mudança de estado (apenas aquecimento) ou com mudança de estado (fusão ou vaporização)



# conclusões

## Materiais Ferramentas / Ferramentaria Inteligente / Processos de conformação / Estampagem Inteligentes

- **Novos processos de conformação, novos materiais para ferramentas e novos materiais estampados pedem uma abordagem de engenharia simultânea no desenvolvimentos dos ferramentais, moldes e matrizes, possivelmente integrando sensores com o tratamento e análise de sinais englobados em um sistema físico cibernético dentro de um ambiente de indústria 4.0.**

## Sinergias com a tecnologia LASER e Manufatura Aditiva / Híbrida nas ferramentarias

- **A sinergia de novos materiais para ferramentas nos processos de conformação com a tecnologia LASER pode ocorrer como processo concorrente na manufatura aditiva fabricando peças ou auxiliando na fabricação de novos moldes e matrizes, incluindo impressões 3D ou mesmo 4D.**

"A pesquisa e desenvolvimento de materiais metálicos para a manufatura aditiva será um caminho longo e tortuoso".



*Thanks for your attention !*

**Muito Obrigado por sua atenção !**

Gilmar Ferreira Batalha, [gfbatalh@usp.br](mailto:gfbatalh@usp.br)



ESCOLA POLITÉCNICA  
DA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO



# Producing Hybrid Busbars by Fastening and Joining by Forming

Rui FV Sampaio<sup>a</sup>, João PM Pragana<sup>a</sup>, Ivo MF Bragança<sup>b</sup>, Carlos MA Silva<sup>a</sup>,  
Chris V Nielsen<sup>c</sup>, Paulo AF Martins<sup>a\*</sup>

<sup>a</sup>IDMEC, Instituto Superior Técnico, Universidade de Lisboa, Av. Rovisco Pais 1049-001 Lisboa, Portugal

<sup>b</sup>CIMOSM, Instituto Superior de Engenharia de Lisboa, Instituto Politécnico de Lisboa, Rua Conselheiro Emídio Navarro, 1959-007 Lisboa, Portugal.

<sup>c</sup>Department of Mechanical Engineering, Technical University of Denmark, 2800 Kgs. Lyngby, Denmark

---

## Abstract

This paper is focused on hybrid busbars, which are crucial elements in modern electric vehicles for distributing electric power to multiple equipment such as the electric motor, the electric power steering unit, and the AC/DC converters. The authors investigate the possibility of replacing fastening by a new joining by forming process to assemble the copper and aluminum conductors of hybrid busbars at ambient temperature. For this purpose, the paper starts by analyzing the influence of the bolts, of their tightening torque and of the sheet surface preparation conditions in current flow and electric resistance of fastened hybrid busbars. Then, the new joining by forming process named 'injection lap riveting', with a two-stage fabrication route is introduced, and comparisons are made between the current flow and electric resistance of the two different types of hybrid busbars. Ideal hybrid busbars contact conditions are also replicated in laboratory for further comparison purposes. The investigation combines experimentation and numerical simulation, and results show that the electric performance of injection lap riveted hybrid busbars made from sheets in the as supplied condition is similar to that of fastened hybrid busbars made from sheets with previous surface preparation by grinding. The electric performance of the injection lap riveted hybrid busbars is stable and not compromised by the loosening effects that are commonly experienced by fastened hybrid busbars, which give rise to a significant increase of the electric resistance.

*Keywords:* Hybrid busbars, Electric vehicles; Fastening, Joining by forming

---

## 1. Introduction

Electric mobility is keeping the forming industry on their toes due to the opportunities in the production of components for asynchronous motors and to the challenges derived from the growing body-in-white lightweight requirements of the new generation of vehicles.

Body-in-white lightweight requirements are expected to increase the demand for structural parts made from dissimilar materials like, for example, carbon fiber reinforced polymer laminates with steel and aluminum sheets and joining by forming is among the key technologies to be used in the assembly of these parts. In fact, the use of joining by forming processes such as self-pierce riveting [1] and clinching [2] to assemble structural parts made from dissimilar materials avoids the technical difficulties of resistance spot welding and flow drill screws as well as the long production run times of adhesives.

This paper is focused on another opportunity in the field of joining by forming that has so far received little attention - the fabrication of busbars. Busbars are utilized to distribute electric current to multiple pieces of equipment in electric vehicles because they are easy to install and maintain, and because they are advantageous in terms of safety, cost, and space limitations. Busbars are preferentially made of copper due to its high electric conductivity and low coefficient of linear thermal expansion, but because copper is a heavy and expensive material there is a growing interest in using aluminum in busbars for electric vehicles. Aluminum is a good electrical conductor that is both lighter and cheaper than copper, but the switch from copper to aluminum comes at the cost of diminishing the current carrying capacity and increasing the overall impedance of the busbars [3]. In practical terms this means that the cross section of the aluminum busbars must be increased to obtain an electric conductance like that of copper.

A solution to combine the technical advantages of copper with the lightweight and economic advantages of aluminum is by using hybrid busbars, in which the thinner and costlier parts made of copper are only used in specific key locations. In current state-of-technology, this requires assembling the copper and aluminum conductors by means of the currently available joining processes such as laser beam welding, friction stir spot welding, ultrasonic welding, resistance spot welding, self-pierce riveting or fastening (Figure 1).



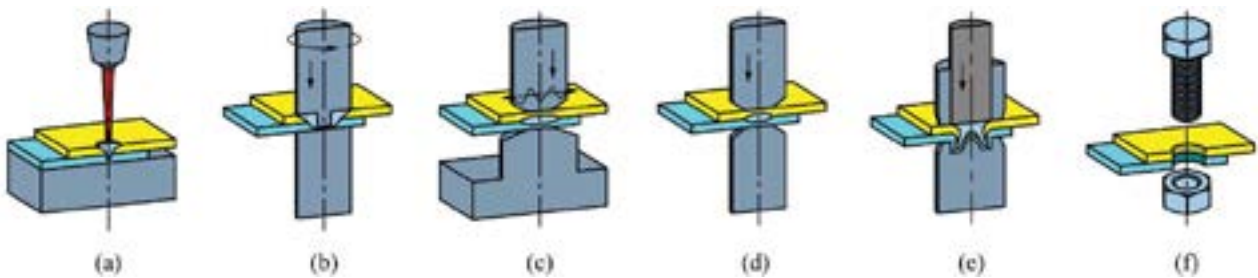


Figure 1. Joining processes for assembling hybrid busbars: (a) laser beam welding, (b) friction stir spot welding, (c) ultrasonic welding, (d) resistance spot welding, (e) self-pierce riveting and (f) fastening.

Laser beam welding (Figure 1a) is used for connecting cell terminals to busbars and for joining busbars [4]. The main advantage of the process results from concentrating the energy of light beams on very small surface areas to minimize the heat-affected zones, where distortions and changes in the metallurgical structure and mechanical strength of the materials are likely to occur. However, its utilization in hybrid busbars is challenging due to the low absorptivity of copper in the typical wavelength working ranges of industrial lasers, to the differences in the physical and thermal properties of copper and aluminum and to the limited solubility of copper and aluminum (giving rise to the formation of hard and brittle intermetallic compounds) [5].

Friction stir spot welding (Figure 1b) uses a rotating, threaded pin tool with a convex shaped shoulder to generate heat by friction and create a solid bond between two sheets by plastic deformation. Its utilization in the fabrication of hybrid busbars is difficult because the overall quality and performance of the copper-aluminum joints is very sensitive to process parameters, to differences in material mixing and to the final distribution of intermetallic compounds [6].

Ultrasonic welding (Figure 1c) [7] is used for assembling cell terminals to busbar connectors in pouch-cells and is used in several electric vehicles such as the Nissan Leaf, the Chevrolet Volt, the Chevrolet Spark, and the Chevrolet Bolt [8]. The process combines pressure and localized high-frequency vibration to generate enough plastic deformation and friction to deform asperities, break-up oxides and create a metallurgical bond by direct exposure and intimate true metallic contact between the clean surfaces of the copper and aluminum sheets. However, its utilization in hybrid busbars may lead to plastic deformation of the upper sheet surface due to differences in the mechanical strength of the copper and aluminum sheets.

Resistance spot-welding (Figure 1d) is mainly used for connecting battery cell terminals to busbars [9]. The process utilizes electric current to locally heat and melt the sheets and produce a joint but its application to the fabrication of hybrid busbars is only feasible for thin conductors due to the elevated energy input that is needed to compensate the high thermal conductivities of copper and aluminum.

Self-pierce riveting (Figure 1e) is a joining by forming process that makes use of a semi-tubular rivet to produce a form-fit mechanical interlocking between the copper and aluminum sheets. The process is carried out at room temperature and avoids the metallurgical problems that are inherent to other previously mentioned processes such as laser beam welding, friction stir spot welding, and resistance welding. However, its application to hybrid busbars is limited by the total sheet thickness of the joints (usually between 1.5 and 4 mm) and by the necessity of placing the thinner or softer sheet on the rivet side [10].

Fastening (Figure 1f) is the most widespread technology to assemble busbars because the resulting joints are easy to assemble and disassemble during installation, maintenance, and removal at the end of service life. Several electric vehicles such as the Nissan Leaf and the Toyota Prius make use of fastened joints. The main disadvantages of fastening are the non-uniform contact pressures, the condition of the surfaces and the unintentional self-loosening, which causes distortion of the electric current flow [11, 12].

The aim of this paper is twofold. First, to focus on the fastened hybrid busbars made from copper and aluminum with the purpose of analyzing the influence of the bolts, tightening torque, contact pressure and sheet surface condition on the electric current flow and electric resistance. Second, to present a new joining by forming process named 'injection lap riveting' that was recently developed by the authors [13] for the assembly of hybrid busbars. The process is carried out at room temperature, thereby preventing the brittleness associated to the occurrence of intermetallic compounds and avoids the formation of material protrusions above and below the sheet surfaces. Comparisons are made between the electric performance of the hybrid busbars produced by this new joining by forming process and by conventional fastening.

The presentation combines experimentation in unit cells that are representative of the hybrid busbars and numerical simulation using the electro-mechanical capabilities of an in-house finite element computer program developed by the authors. Numerical predictions obtained for an ideal hybrid busbar with perfect contact and no contaminant/oxide films on the copper-aluminum interface are utilized for reference purposes.

## 2. Methods and procedures

### 2.1. Mechanical and electrical characterization of materials

The hybrid busbars utilized in the investigation were made from C11000 copper and AA6082-T6 aluminum sheets with 2 mm and 5 mm thickness, respectively. The mechanical behavior of the copper and aluminum sheets was obtained by means of tensile and stack compression tests performed at room temperature and the results of these tests are summarized in Table 1. Table 1 also includes the mechanical properties of the medium carbon steel (class 8.8) bolts and nuts that were used in the fastened joints [14]. The stress-strain curves resulting from the tensile and stack compression tests are shown in Figure 2.

Table 1. Summary of the electrical and mechanical properties of the materials

	C11000 copper	AA6082-T6 aluminum	Steel (class 8.8)
Elastic modulus (GPa)	110	69	205
Yield stress (MPa)	333	260	640
Poisson ratio	0.36	0.33	0.29
Electric resistivity ( $\mu\Omega\text{m}$ )	0.0170-0.0187	0.0361-0.0394	0.213

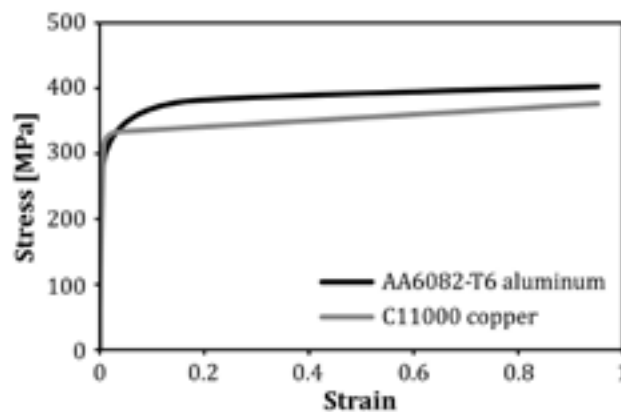


Figure 2. True-stress vs. true strain curves of the C11000 copper and the AA6082-T6 aluminum.

The electric resistivities of C11000 copper and AA6082-T6 aluminum were determined in the experimental setup shown in Figure 3. The setup consists of two copper blocks, where the specimens are clamped and connected to the power supply of a micro-ohmmeter Kocos PROMET R600. A current of 600 A is passed through the specimens during approximately 2 s to allow measuring the induced voltage drop  $V$  between two probes spaced 100 mm apart. The electric resistance is then calculated from Ohm's law.

Because each test took approximately 2 s to be performed, the temperature changes in the specimens are negligible and the electric resistivity values included in Table 1 are assumed to remain constant during the entire duration of the tests.

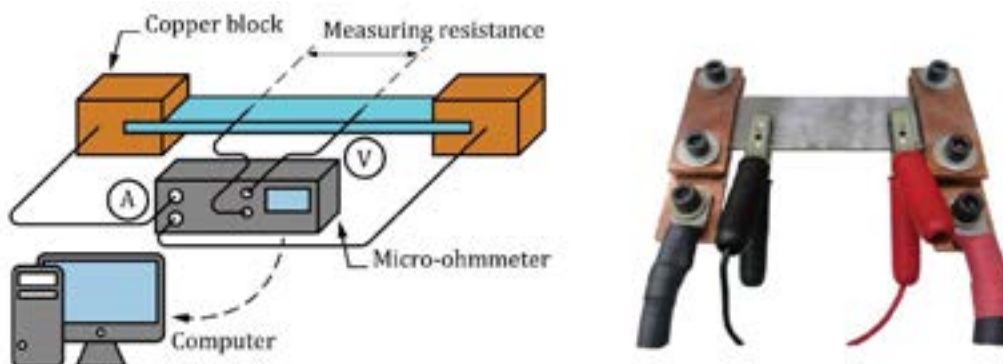


Figure 3. Experimental setup utilized for measuring the electric resistance.



## 2.2. Design and fabrication of the hybrid busbars

The design of hybrid busbars requires the thicknesses of the copper and aluminum sheets to account for the differences in electric resistivity  $\rho^e$  of the two materials (Table 1) in order to obtain a constant electric conductance  $G$ . Because the electric conductance  $G$  of a sheet is proportional to its cross-sectional area  $A$  and inverse proportional to its electric resistivity  $\rho^e$  and length  $l$ , the following relation between the cross-sectional area ratio and the electric resistivity ratio of the two sheets, is obtained,

$$G = \frac{A}{\rho^e l} \rightarrow \frac{A_{Al}}{A_{Cu}} = \frac{\rho_{Al}^e}{\rho_{Cu}^e} = 2.3 \quad (1)$$

The result obtained in (1) corresponds to the highest value calculated from the experimentally measured electric resistivity values that are included in Table 1. Considering that the unit cells utilized in the experiments were fabricated with a constant width of  $w=50$  mm, it follows that the utilization of C11000 copper and AA6082-T6 aluminum commercial sheets with 2 and 5 mm thickness copes (from a practical point of view) with the cross-sectional area requirements given by (1).

The experimental work was carried out in hybrid busbars that are representative of the ones produced by fastening and by the new joining by forming process named as ‘injection lap riveting’ that was developed by the authors. The fabrication procedures that were utilized to fabricate the two different types of unit cells are schematically illustrated in Figures 4a and 4b.

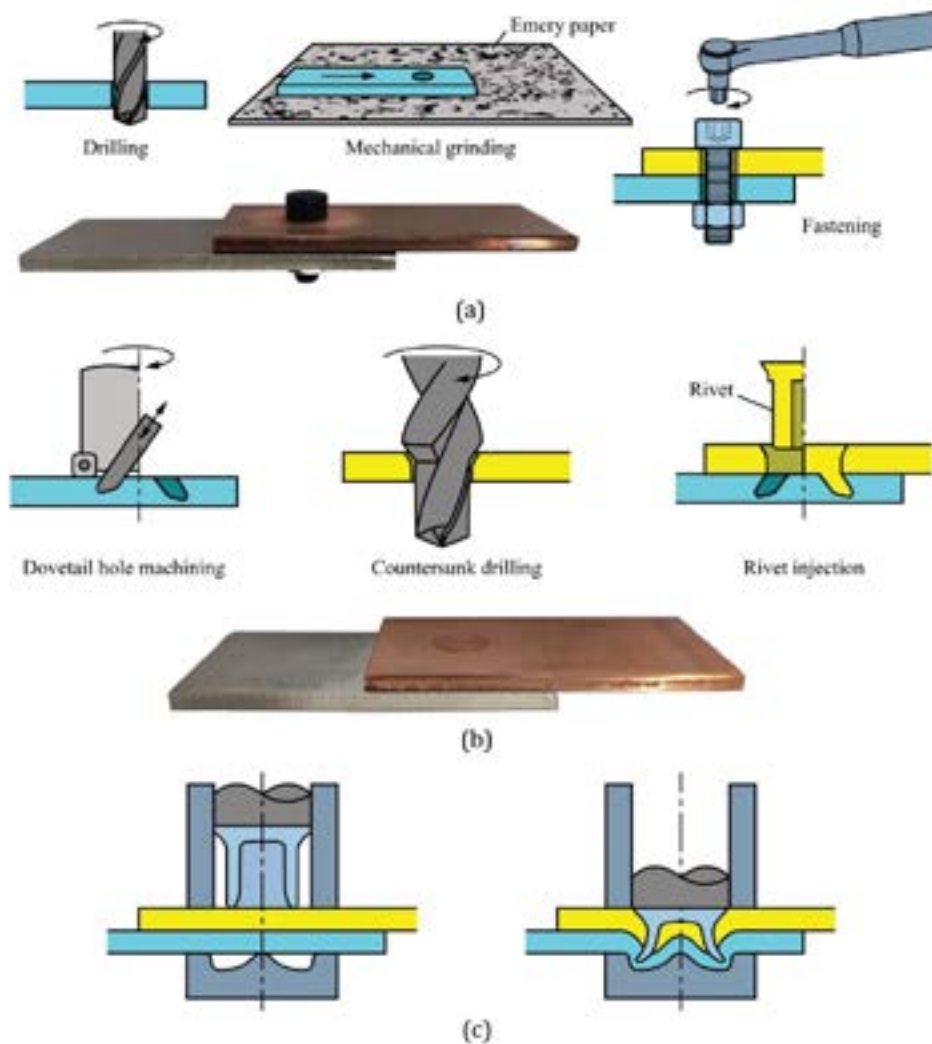


Figure 4. Schematic representation of the procedures that were utilized to fabricate the unit cells by (a) fastening and (b) injection lap riveting with photographs of the real test specimens. (c) Self-pierce riveting is included for comparison purposes.

The fastened unit cells (Figure 4a) were fabricated by drilling through holes of 8.4 mm diameter in the copper and aluminum sheets to allow the utilization of the M8 hexagonal socket head bolts made from medium carbon steel (class

8.8). Before clamping the two sheets together by applying a tightening torque  $T$  on the bolt, the surfaces of the sheets were prepared by mechanical grinding with emery paper.

The injection lap riveted unit cells (Figure 4b) were fabricated in two-stages. First, a dovetail ring hole (hereafter designated as ‘dovetail hole’) and a countersunk hole were machined in the lower (aluminum) and upper (copper) sheets, respectively. Then, a semi-tubular rivet made from copper was injected through the upper sheet into the dovetail hole of the lower sheet to obtain the form-fit mechanical interlocking. The working principle of this new joining by forming process is solely based on plasticity and friction, in contrast to self-pierce riveting (Figure 4c), which is based on plasticity, friction, and fracture to allow the rivet to create an undercut while it is pierced through the sheets.

The main advantages of the proposed injection lap riveting process over self-pierce riveting are listed as follows:

- Absence of material protrusions above and below the sheet surfaces,
- The rivets can be made from the materials of the sheets, which is of paramount importance in hybrid busbars,
- There is no upper limit on the total thickness of the sheets to join,
- There is no requirement of the thinner and/or softer sheet to be placed on the punch side,
- There is no need of two-side access if the lower sheet is thick and stiff enough to withstand the injection of the rivet without (or, with minor) plastic deformation.

The main disadvantage of injection lap riveting is the two-stage fabrication derived from the necessity of pre-drilling the dovetail and the countersunk holes. This makes the process slower than self-pierce riveting.

### 2.3. Testing the hybrid busbars

The experimental plan carried out with the unit cells of the fastened hybrid busbars was conceived with the aim of analyzing the combined influence of the sheet surface conditions and of the tightening torques applied on the bolts on the electric resistance. Four different surface preparations corresponding to the ‘as supplied’ condition and to grinding with emery paper of 40, 80 and 1200 grit size were used in conjunction with tightening torques varying from 1 Nm (near loosening) to 30 Nm (Table 2).

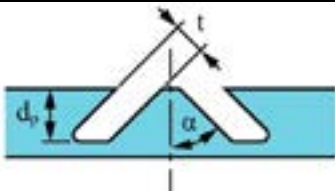
Table 2. Summary of the testing conditions of the fastened hybrid busbars

Torque $T$ (Nm)	Surface preparation (emery paper grit size)
1, 2, 3, 4, 5, 10, 15, 20, 25, 30	40, 80, 1200, as supplied

On the other hand, the experimental plan carried out with the unit cells of the injection lap riveted hybrid busbars was conceived with two different objectives. First, to identify the main process parameters and to analyze the influence of the dovetail hole geometry on material flow and on the riveting and destructive forces. Second, to measure the electric resistance of the joints and compare the results obtained with those of the unit cells of the fastened hybrid busbars. The experiments made use of copper and aluminum sheets in the as supplied condition.

The main process parameters of the injection lap riveting process are indicated in Table 3 as: (i) the inclination angle  $\alpha$ , (ii) the depth  $d_p$ , (iii) the thickness  $t$  of the dovetail holes, and (iv) the inner diameter  $d_i$ , (v) outer diameter  $d_o$  and (vi) the shank length  $S$  of the rivets.

Table 3. Summary of the testing conditions of the injection lap riveted hybrid busbars.

Aluminum (AA6082-T6) sheets with dovetail ring holes				
$\alpha$ (°)	$d_p$ (mm)	$t$ (mm)		
15	3 and 4	2.3±0.1		
30				
45				
Semi-tubular rivets (99.9% electrolytic copper)				
$d_i$ (mm)	$d_o$ (mm)	$D$ (mm)	$H$ (mm)	$S$ (mm)
2.0±0.1	6.6±0.1	10	2.2	4.3-12.2



The first objective of the experimental plan performed with the unit cells of the injection lap riveted hybrid busbars consisted of injecting the semi-tubular rivets into the dovetail holes with different inclination angles and depths by compressing their heads with a punch. The thickness  $t$  of the dovetail holes, which is defined by the geometry of the cutter, and the inner  $d_i$  and outer  $d_o$  diameters of the semi-tubular rivets, which must be compatible with the geometry of the dovetail holes, were kept constant to reduce the overall number of tests to be performed. The shank length  $S$  of the semi-tubular rivets was calculated for each testing condition to ensure complete filling of the dovetail holes.

The second objective of the experimental plan consisted of fabricating the unit cells of the injection lap riveted hybrid busbars and measuring their electric resistance.

The electric resistances of the fastened and injection lap riveted unit cells were determined in the experimental setup that had been previously used to determine the electric resistivities of the copper and aluminum sheets (Figure 3). A similar procedure based on a 600 A current passing through the specimens during approximately 2 s was utilized for measuring the voltage drop  $V$  and calculate the electric resistance.

#### 2.4. Numerical modelling

Numerical modelling was carried out with the finite element computer program i-form that was developed by the authors [15, 16]. Two different types of simulations were carried out: (i) mechanical and (ii) electro-mechanical.

The mechanical simulations consisted of replicating the injection of the semi-tubular rivets into the dovetail holes of the sheets (Figure 5) and the assembly of the copper and aluminum sheets through a form-fit mechanical interlocking. The sheets and rivets were modelled as deformable objects and the plastic deformation of the rivets and neighboring sheet materials were assumed to be rotational symmetric. In contrast, the punches and dies were assumed to be rigid contact-friction objects.

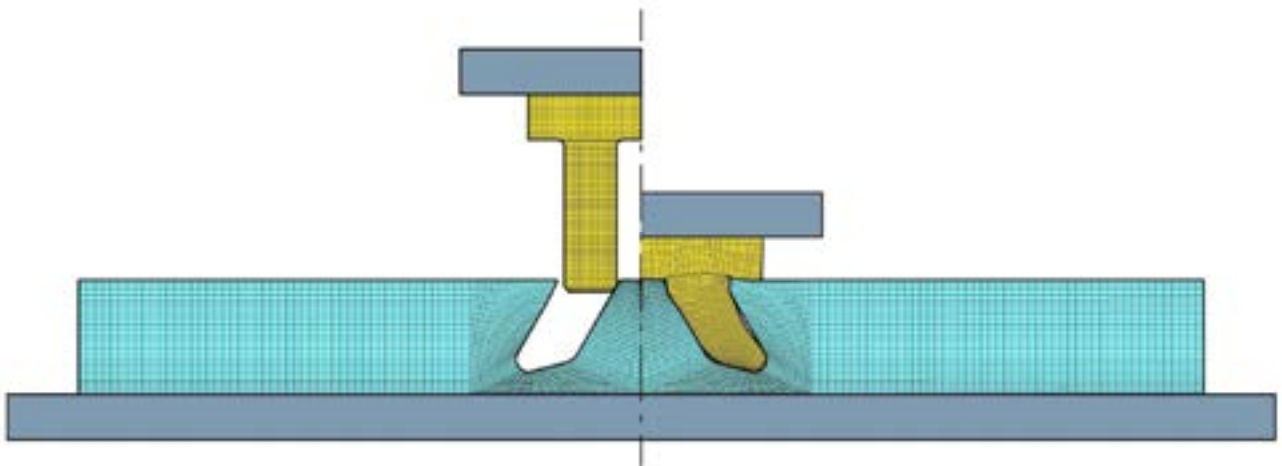


Figure 5. Initial and final computed meshes of the injection of a semi-tubular rivet made from electrolytic copper into a dovetail hole of an aluminum AA6082-T6 sheet ( $\alpha = 30^\circ$ ,  $d_p = 4$  mm).

The electro-mechanical numerical modelling made use of a staggered coupling between the mechanical and electric modules of i-form and was performed with the objective of replicating the testing conditions described in Figure 3. The simulations allowed authors to obtain the distribution of electric potential in the unit cells of the fastened and injection lap riveted joints, from which, after differentiation and multiplication by the electric conductivity, it was possible to determine the distribution of current density  $j$  and the electric resistance. Three-dimensional finite element models had to be used because rotational symmetric conditions are not applicable for the testing conditions of Figure 3.

Figure 6 shows half of the electro-mechanical finite element model that was utilized for the unit cells of the fastened hybrid busbars. The sheets, bolt, nut, and thin-interface layer located in-between the two sheets (not seen in the figure) were assumed as deformable objects and their material behaviors were modelled as elastic-plastic. The tightening torque was modelled by applying the corresponding tension directly on the bolt end (refer to the arrow in Figure 6). The dependence of the electric resistivity  $\rho^e = C/\sqrt{p_n}$  on the normal pressure  $p_n$  applied on the thin-interface layer followed the model proposed in [17], where  $C$  is a constant to be experimentally determined.

A current of 600 A was passed through the objects and no temperature effects were taken into consideration due to the very small duration of the tests (approximately 2 s). The probes for measuring the electric resistance of the unit cells were spaced 100 mm apart and modelled by means of the left and rightmost parallelepipedal rigid objects of Figure 6.

Before finishing this section, it is worth mentioning that the term ‘unit cell’ will not be used in the following sections of the paper. In what follows, the experimental and numerical test specimens will simply be designated as ‘fastened’ or ‘injection lap riveted’ hybrid busbars.

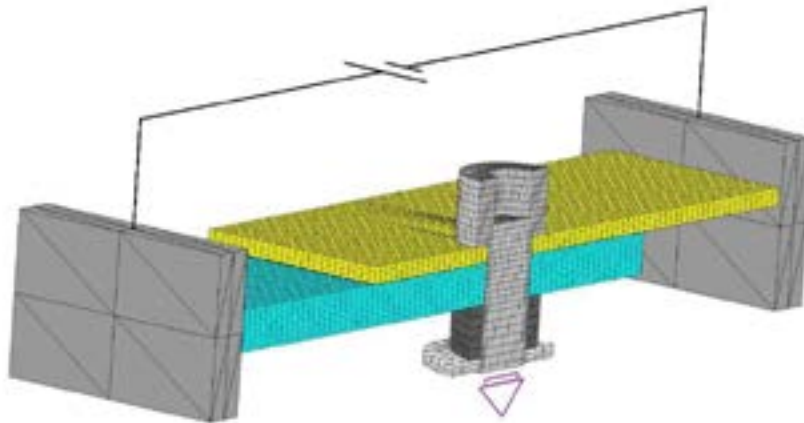


Figure 6. Electro-mechanical finite element model of the experimental test for measuring the electric resistance of a fastened hybrid busbar. The purple arrow indicates tension corresponding to the tightening torque applied to the bolt.

### 3. Results and discussion

#### 3.1. Fastened hybrid busbars

Figure 7 shows the electric resistance of the fastened hybrid busbars made from sheets with different initial surface preparation conditions as a function of the tightening torque applied to the bolts. The solid markers correspond to experimental measurements obtained under two extreme surface preparation conditions corresponding to grinding with emery papers of 40, 80 and 1200 grit sizes.

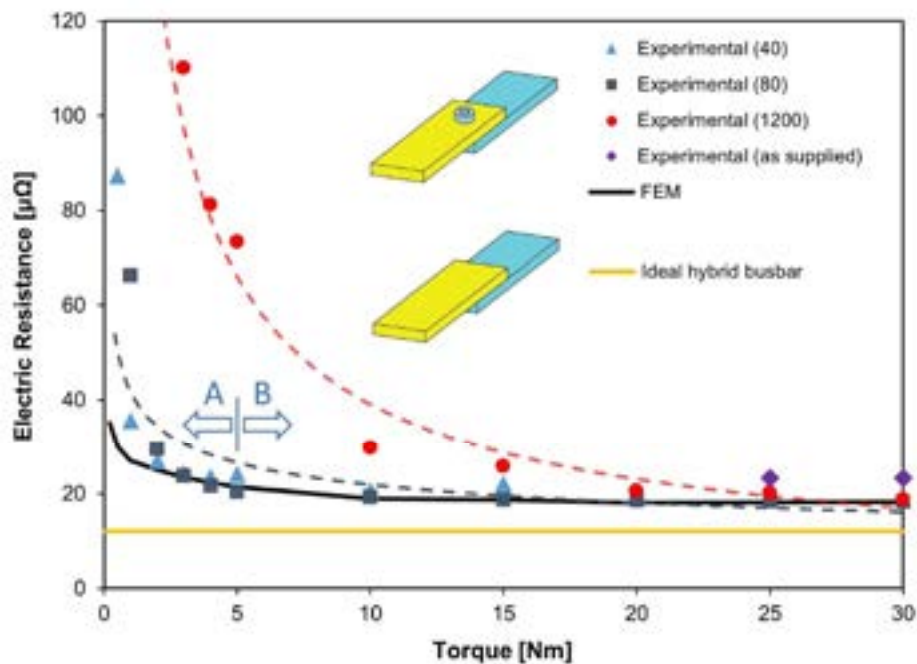


Figure 7. Electric resistance as a function of the tightening torque applied on the bolts for fastened hybrid busbars made from sheets with four different initial surface preparation conditions.

The utilization of emery papers of 40 or 80 grit size resulted in average initial surface roughness  $R_a$  of the sheet surfaces equal to 1.27  $\mu\text{m}$  and 0.87  $\mu\text{m}$ , respectively, and clearly visible marks (asperities) and grinding directions, whereas the use of emery paper of 1200 grit size allowed obtaining surfaces with much lower average surface roughness  $R_a \cong 0.20 \mu\text{m}$ . The dashed lines included in Figure 7 correspond to fittings of the experimental values of electric resistance for the two above-mentioned extreme surface preparation conditions.



Two main observations are derived from Figure 7. First, the electric resistances of the fastened hybrid busbars made from sheets that were ground with the emery papers of 40 or 80 grit sizes are always smaller than those of the hybrid busbars made from sheets that were ground with emery papers of 1200 grit size, regardless of the tightening torque applied to the bolts. Second, the evolutions of the electric resistance with the tightening torque for specimens with identical initial surface preparation is characterized by two different regions (labelled as ‘A’ and ‘B’). In region ‘A’ the electric resistance increases rapidly as the tightening torque decreases, whereas in region ‘B’ the electric resistance is approximately constant, regardless of the tightening torque applied to the bolts.

The first observation allows concluding that surface grinding is very important to reduce the electric resistance because it cleans and breaks out the contaminant and oxide films into small particles, thereby permitting electric current to flow easier due to a reduction in the electric resistance. In fact, the sheets ground with emery paper of 1200 grit size provided a minimum electric resistance ( $R = 18.8 \mu\Omega$ ) that is slightly greater than that obtained for the sheets ground with emery paper of 40 or 80 grit sizes ( $R = 18.3 \mu\Omega$ ). Because the electric resistance obtained for the fastened hybrid busbars that were made from sheets in the as supplied condition ( $R = 23.3 \mu\Omega$ ) is significantly higher than the electric resistance of the sheets ground with emery paper of 1200 grit size, one concludes that grinding with emery paper is effective for cleaning and breaking out the contaminant and oxide films along the contact interface between the two sheets.

The second observation allows concluding that for small tightening torques (say  $T < 5 \text{ Nm}$  for initial surface sheet preparations with emery paper of 40 or 80 grit size, or  $T < 20 \text{ Nm}$  for initial surface sheet preparations with emery paper of 1200 grit size), the asperities and the films across the thin-interface layer located in-between the two sheets create difficulties to the passage of electric current and, therefore, increase the electric resistance. In contrast, when the tightening torques are greater and the normal pressure on the thin-interface layer becomes significant, the asperities are sufficiently flattened out and the films are broken enough to facilitate the passage of current and reduce the electric resistance. The diminishing of electric resistivity on the regions of the thin-interface layer located in-between the two sheets where the normal pressure is higher is shown in the finite element results that are included in Figure 8.

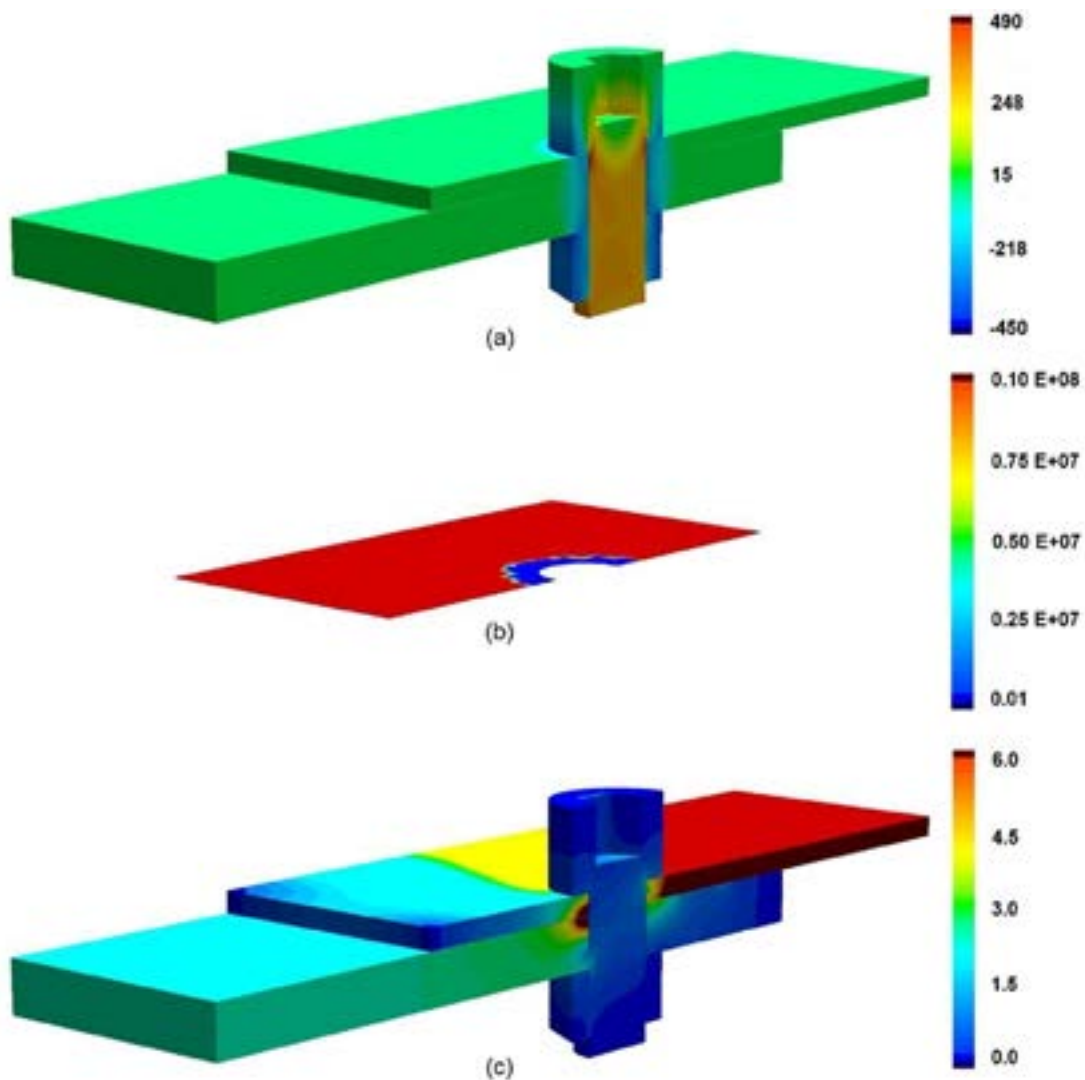




Figure 8. Finite element analysis of the fastened hybrid busbars ( $T = 25$  Nm, emery paper 80 grit size) showing: (a) the distribution of vertical stress (MPa), (b) the distribution of electric resistivity ( $\mu\Omega\text{m}$ ) at the thin-interface layer and (c) the distribution of electric current density ( $\text{A}/\text{mm}^2$ ).

Two additional observations can be made from the results shown in Figure 7. First, considering the hybrid busbars made from sheets ground with emery paper with 40 or 80 grit size, it is concluded that for small tightening torques (say  $T < 3$  Nm) there are differences between the experimental and finite element predicted values of electric resistance, which become more significant as the tightening torque decreases. These differences disappear and the agreement is good when greater tightening torques are applied to the bolts.

Second, the minimum admissible value of electric resistance  $R = 12 \mu\Omega$  is obtained for an ‘ideal hybrid busbar’ finite element model with perfect contact and absence of contaminant and oxide films between the copper and aluminum sheets.

The first observation allows concluding that finite element models fail in modelling of near loosening conditions because they assumed perfect contact and complete absence of films across the bolt head-copper sheet and the nut-aluminum sheet contact interfaces. This means that a similar electric resistivity dependence on the normal pressure should have been used for these contact interfaces because their asperities and films are only sufficiently flattened out and broken for tightening torques  $T > 3$  Nm.

The second observation was further confirmed by experimentation in a modified version of the testing setup shown in Figure 3, in which the copper and aluminum sheets, previously ground with emery paper of 80 grit size, were subjected to increasing values of normal pressure by compression with a flat punch (Figure 9). Teflon sheets ensure the electric insulation between the punches and the copper and aluminum sheets.

As seen, the experimentally measured values of electric resistance confirm that for increasing values of normal pressure, there is a reduction of electric resistance towards a value ( $R = 12.8 \mu\Omega$ ) close to the ideal value ( $R = 12 \mu\Omega$ ) predicted by finite element modelling, because of flattening the asperities along the thin-interface layer between the two sheets and breaking the films enough to facilitate the passage of current.

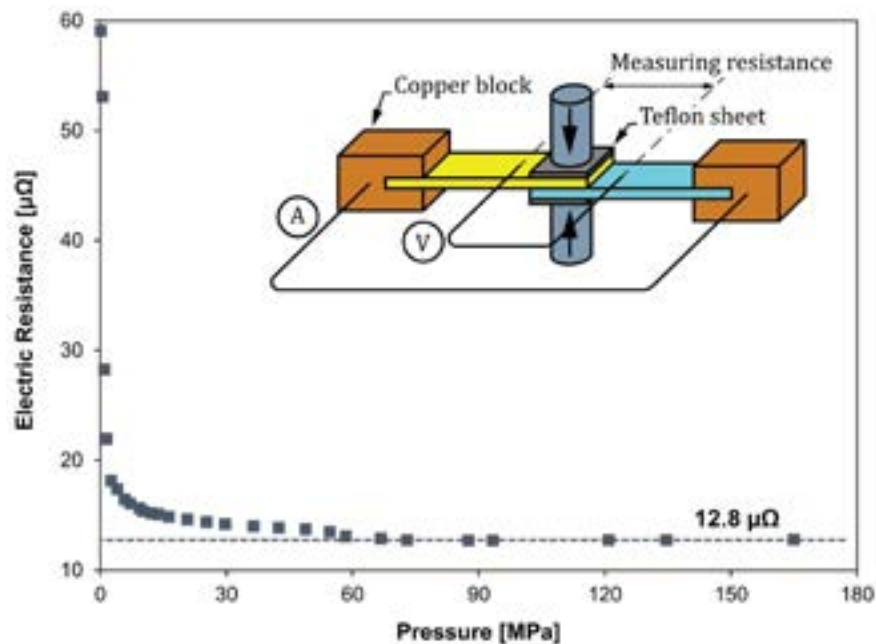


Figure 9. Electric resistance as a function of the applied normal pressure between the copper and aluminum overlapped sheets, previously ground with emery paper of 80 grit size.

Results also allow concluding that the  $\Delta R = 6.3 \mu\Omega$  difference between the minimum electric resistance of the fastened hybrid busbars and of the ideal hybrid busbar justifies the need to develop alternative processes for assembling hybrid busbars that are electrically more efficient than fastening. This conclusion was the motivation to develop the injection lap riveting process, whose results will be presented in the following sections of the paper.

### 3.2. Injection lap riveted hybrid busbars

#### Material flow

As previously mentioned, the first part of the experimental development of the new injection lap riveting process



consisted of analyzing the influence of the dovetail hole geometry on material flow and on the riveting and destructive forces. For this purpose, semi-tubular rivets were pressed into dovetail holes with different inclination angles and depths by compressing their heads with a punch. The results are summarized in Figure 10, which shows three experimental and finite element predicted cross sections of specimens that were fabricated with dovetail holes having a constant depth  $d_p = 4$  mm and different inclination angles  $\alpha = 15^\circ$ ,  $30^\circ$  and  $45^\circ$  (Table 3).

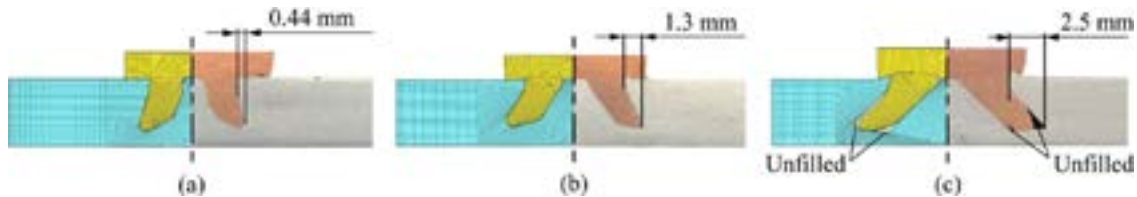


Figure 10. Finite element computed and experimental cross sections of specimens made from dovetail holes with  $d_p = 4$  mm and inclination angles  $\alpha$  equal to (a)  $15^\circ$ , (b)  $30^\circ$  and (c)  $45^\circ$ . The undercut values are enclosed.

As seen, the dovetail holes of the aluminum sheets behave as die cavities into which the shank length  $S$  of the semi-tubular rivets are injected. Complete filling is ensured for the dovetail holes with inclination angles  $\alpha = 15^\circ$  and  $\alpha = 30^\circ$  but the unfilled pockets that are visible for the largest inclination angle  $\alpha = 45^\circ$  are critical because they create resistance to the passage of electric current.

*Riveting forces*

The analysis of material flow allows concluding that despite the undercut being larger for the inclination angle  $\alpha = 45^\circ$  (2.5 mm), the unfilled pockets located along the rivet-sheet contact interface justify the choice of smaller inclination angles, such as  $\alpha = 30^\circ$ . In addition to this, smaller inclination angles  $\alpha$  are also advantageous because the required riveting forces are smaller, as it is shown in Figure 11. As seen from the finite element predicted meshes included in Figure 11 the riveting force vs. displacement evolutions consist of four main zones that are linked to different penetration depths of the semi-tubular rivets inside the dovetail holes:

- (a) Zone 1 – contact with sliding of the inner semi-tubular rivet wall along the inner surface of the dovetail hole,
- (b) Zone 2 – contact of the semi-tubular rivet end against the inner surface of the dovetail hole,
- (c) Zone 3 – contact with sliding of the outer semi-tubular rivet wall along the outer surface of the dovetail hole,
- (d) Zone 4 – contact of the rivet head against the sheet surface.

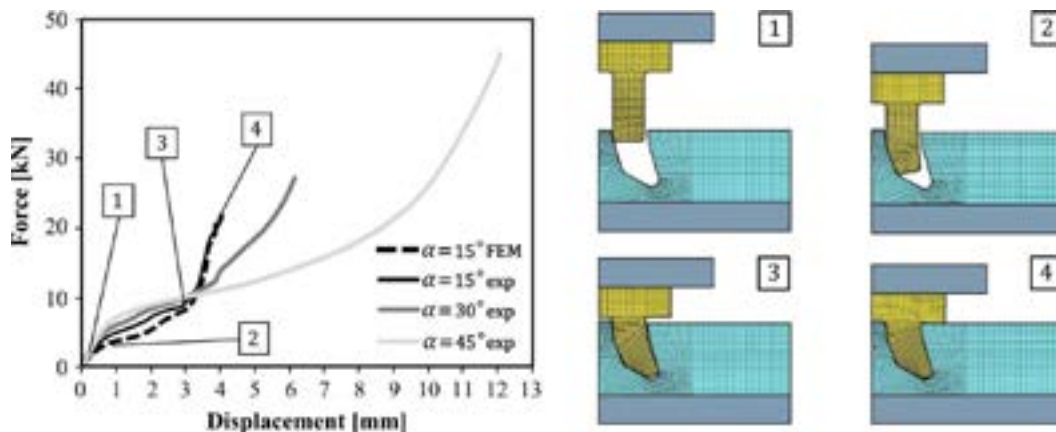


Figure 11. Riveting force vs. displacement for specimens made from dovetail holes with  $d_p = 4$  mm and inclination angles  $\alpha$  equal to  $15^\circ$ ,  $30^\circ$  and  $45^\circ$ .

*Destructive tests*

The selection of a dovetail depth  $d_p = 4$  mm with an inclination angle  $\alpha = 30^\circ$  for fabricating the injected lap riveted hybrid busbars is further justified by the results obtained in the shear and pull-out destructive tests (Figure 12), in which the maximum forces correspond to collapse by shearing or by detachment of the rivets from the sheets. As seen, the results of these tests are clearly favorable to the dovetail hole depth  $d_p = 4$  mm because its cross-sectional shear resistant area  $A_{shear}$  and undercut are larger. This difference is particularly relevant for the undercut and justifies the reason why the variations are bigger in the pull-out forces than in the shear forces.



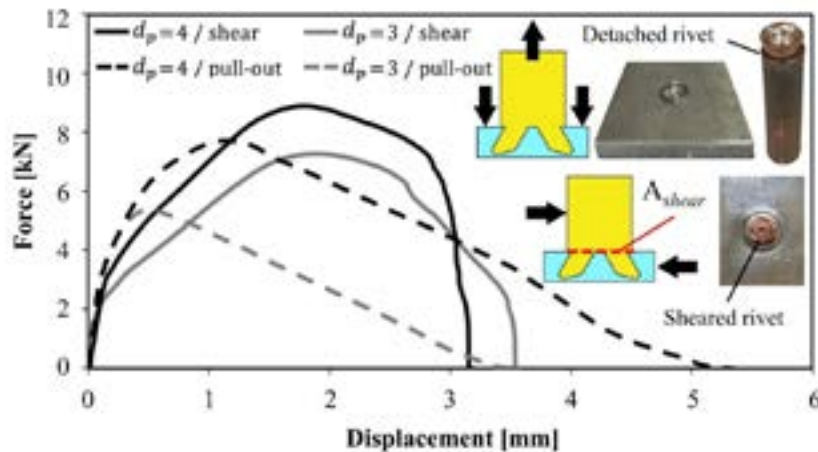


Figure 12. Experimental evolution of the force with displacement for the shear and pull-out destructive tests of the specimens made from dovetail holes with an inclination angle  $\alpha = 30^\circ$  and  $d_p = 3$  and  $4$  mm.

The kink in slope for approximately  $0.1$  mm displacement corresponds to the first irreversible relative motion between the semi-tubular rivets and the sheets. This occurrence does not compromise the overall safety of the joints but may reduce the electric performance of the busbars like in self-loosening of fasteners. However, the application of hybrid busbars in electric vehicles is not likely to be subjected to such high shear or pull-out forces.

#### *Fabrication of the injection lap riveted hybrid busbar*

Figure 13a shows the finite element simulation of the connection between a C11000 electrolytic (99.9%) copper sheet with  $2$  mm thickness and an aluminum AA6082-T6 sheet with  $5$  mm thickness by means of the new injection lap riveting process. As seen, the copper sheet acts as an injection chamber and the pre-drilled dovetail hole acts as a die cavity. The upper countersunk end of the copper sheet ensures the mechanical interlocking with the semi-tubular rivet and prevents material protrusions above the sheet surface.

The photograph enclosed in Figure 13b shows the injection lap riveted hybrid busbar and the dashed line AB shows the correspondence between the real busbar and the finite element model utilized in the numerical simulation (Figure 13a).

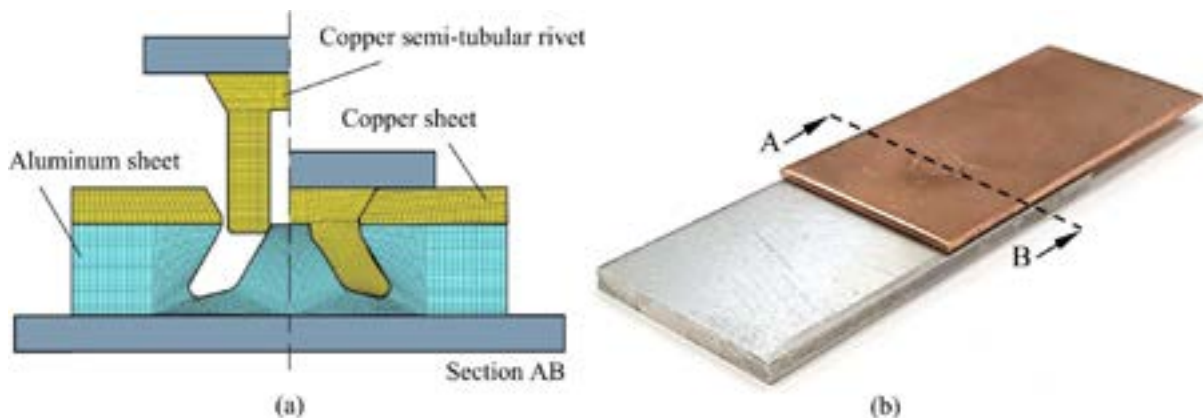


Figure 13. (a) Finite element model of the fabrication of an injected lap riveted hybrid busbar showing the meshes at the beginning and end of the process. (b) Photograph of the injection lap riveted hybrid busbar with identification of the cross-section AB utilized in the axisymmetric finite element model.

#### *Electric resistance*

Figure 14 shows the finite element model and the computed distribution of current density for the injection lap riveted hybrid busbar of Figure 13. As seen, the electric current flows through the rivet and through a limited area of the thin-interface layer around the semi-tubular rivet where the normal pressures during joining by forming are big enough to flatten out the asperities and break the contaminants and oxide films. This result is different from that observed in the fastened hybrid busbars, in which the flow of electric current through the bolt and nut is negligible (Figure 8c).

The computed electric resistance  $R$  across the  $100$  mm distance between the two testing probes is equal to  $17.7 \mu\Omega$  and this result is in good agreement with the experimental measured value of  $R = 18.9 \mu\Omega$ . The difference between the two values is attributed to small unfilled pockets that may exist along the contact interface between the semi-tubular

rivets and the dovetail sheet holes. The experimental value ( $R = 18.9 \mu\Omega$ ) is almost identical to the minimum value of electric resistance that was obtained for the fastened hybrid busbars ( $R = 18.3 \mu\Omega$ ), but in contrast to the fastened hybrid busbars that were made from sheets that were ground with emery paper of 40 or 80 grit sizes, the injection lap riveted hybrid busbars were made from sheets in the as supplied condition.

As a result of this it can be said that the new proposed joining by forming process to fabricate hybrid busbars not only eliminates grinding, as it reduces the electric resistance by approximately 19% when compared with a fastened hybrid busbar made from sheets in the as supplied condition ( $R = 23.3 \mu\Omega$ ). In addition, it is worth noticing that the injection lap riveted hybrid busbars prevent the protrusions above and below the sheet surfaces (e.g. the bolt head and nut in the fastened hybrid busbars) and ensures stability of the electrical connection because they are not sensitive to loosening effects, which in case of the fastened hybrid busbars may lead to an increase of electric resistance to values beyond  $100 \mu\Omega$  (when the remaining torque is identical to tightening the bolts by hand).

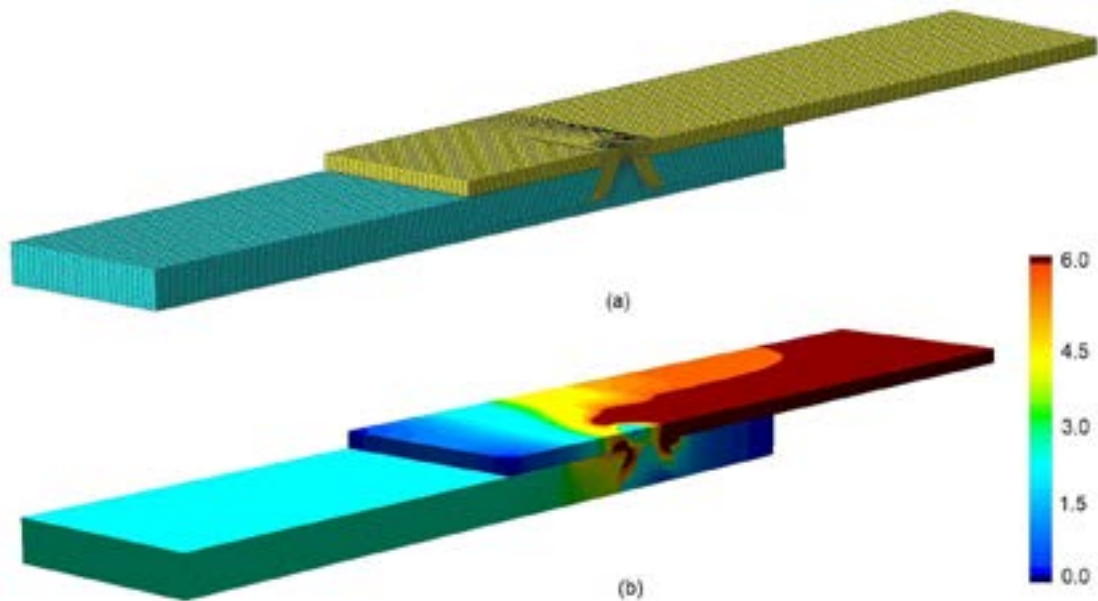


Figure 14. (a) Finite element model and (b) computed distribution of current density ( $A/mm^2$ ) for the injection lap riveted hybrid busbar shown in Figure 12.

#### 4. Conclusions

Injection lap riveting can be successfully applied to the fabrication of hybrid busbars made from copper and aluminum conductors. The process prevents surface protrusions above and below the sheet surfaces and the need for accessories made from other materials (commonly steel) with greater electric resistivity, as in the case of fastened or self-pierce riveted hybrid busbars. Metallurgical problems associated to the heating-cooling cycles of welding-based processes are also avoided because injection lap riveting is carried out at ambient temperature.

Injection lap riveting is carried out in two stages, in which a dovetail ring hole is first machined in the lower sheet and a semi-tubular rivet is subsequently injected through the upper sheet into the dovetail hole of the lower sheet to assemble the hybrid busbars by means of a form-fit mechanical interlocking.

Results show that the electric resistance of the injection lap riveted hybrid busbars made from sheets in the as supplied condition is nearly identical to that of fastened hybrid busbars made from sheets subjected to initial surface preparation by grinding. The avoidance of grinding and the stability of the electric performance, which is not compromised by the loosening effects that are commonly found in fastened hybrid busbars and are characterized by a significant increase of electric resistance when the tightening torque applied to the bolts decreases, makes injection lap riveting suitable to produce hybrid busbars for electric vehicles and for other industrial applications operating under high electric currents.

#### Acknowledgments

The authors would like to acknowledge the support provided by Fundação para a Ciência e a Tecnologia of Portugal and IDMEC under LAETA- UIDB/50022/2020 and PTDC/EME-EME/0949/2020. The work of MSc. Francisco Ferreira is also acknowledged.



## References

- [1] D. Li, A. Chrysanthou, I. Patel, G. Williams, Self-piercing riveting-a review. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 92 (2017) 1777-1824.
- [2] X. He, Clinching for sheet materials. *Science and Technology of Advanced Materials* 18 (2017) 381–405.
- [3] R. Coombs, Comparison of aluminium vs copper power cables for use in industrial installations. *Vector* 7 (2010) 67-71.
- [4] S. Katayama, Introduction: fundamentals of laser welding. In (Ed. Katayama S) *Handbook of Laser Welding Technologies*. Woodhead Publishing, Cambridge, 2013.
- [5] S.T. Auwal, S. Ramesh, F. Yusof, S.M. Manladan, A review on laser beam welding of copper alloys. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 96 (2018) 475–490.
- [6] M.P. Mubiayia, E.T. Akinlabia, M.E. Makhathab, Current state of friction stir spot welding between aluminium and copper. *Materials Today: Proceedings* 5 (2018) 18633–18640.
- [7] M.P. Matheny, K.F. Graff, Ultrasonic welding of metals. In: *Power Ultrasonics: Applications of High-Intensity Ultrasound*, Woodhead Publishing, Cambridge, 2015.
- [8] A. Das, D. Li, D. Williams, D. Greenwood, Joining technologies for automotive battery manufacturing. *World Electric Vehicle Journal* 9 (2018) 22.
- [9] M.J. Brand, A.S. Philipp, F.Z. Michael, J. Andreas, Welding techniques for battery cells and resulting electrical contact resistances. *Journal of Energy Storage* 1 (2015) 7-14.
- [10] L.M. Alves, R.M. Afonso, P.T. Pereira, P.A.F. Martins, Double-sided self-pierce riveting of dissimilar materials. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2021). (doi: 10.1007/s00170-021-07426-3)
- [11] F.W. Harris, Electrical contact resistance. *The Electric Journal* 10 (1913) 637-644.
- [12] R. Tzeneva, Y. Slavtchev, V. Mladenov, New connection design of high-power bolted busbar connections. *Proceedings of the 11th WSEAS International Conference on Circuits, Greece* (2007) 228-233.
- [13] F.R. Ferreira, J.P.M. Pragana, I.M.F. Bragança, C.M.A. Silva, P.A.F. Martins, Injection lap riveting. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* (2021) (<https://doi.org/10.1016/j.cirp.2021.03.018>).
- [14] <https://www.boltdepot.com/fastener-information/Materials-and-Grades/Bolt-Grade-Chart.aspx>
- [15] C.V. Nielsen, W. Zhang, L.M. Alves, N. Bay, P.A.F. Martins, Coupled finite element flow formulation In: *Modelling of Thermo-Electro-Mechanical Manufacturing Processes with Applications in Metal Forming and Resistance Welding*, Springer-Verlag, London, 2013.
- [16] C.V. Nielsen, P.A.F. Martins, Finite element flow formulation In: *Metal Forming: Formability, Simulation and Tool Design*, Academic Press, London, 2021.
- [17] F.J. Studer, Contact resistance in spot welding. *Welding Journal* 18 (1939) 374-380.





# Modelagem de Curvas de Escoamento Plástico de um Aço Inoxidável Bifásico Utilizando Inteligência Artificial

Leones Contini Jr.; Oscar Balancin  
Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, UFSCar

## Resumo

Amostras de um aço inoxidável super duplex compostas por uma matriz ferrítica e partículas dispersas de austenita foram deformadas com ensaios de torção nas temperaturas de 900°C a 1200°C e taxas de deformação variando de 0,01 s<sup>-1</sup> a 10 s<sup>-1</sup>. Os resultados desses experimentos são apresentados na forma de curvas de escoamento plástico com a temperatura e a taxa de deformação constantes. A forma das curvas depende da temperatura e da taxa de deformação e varia com a fração volumétrica de austenita; o fluxo plástico em aços bifásicos é mais complexo que em materiais monofásicos. Com os dados obtidos nos experimentos foi construído uma planilha com quatro colunas. As três primeiras colunas contêm os atributos de entrada (temperatura, taxa de deformação e deformação) e a quarta a resistência imposta pelo material ao ser deformado (tensão). Esses dados foram submetidos a um algoritmo de aprendizagem de máquina que consiste em uma rede neural artificial com uma camada escondida. Após o processo de aprendizagem de máquina, as curvas de escoamento plástico foram reconstruídas e comparadas com as obtidas experimentalmente. Fez-se a predição de curvas em condições não medidas experimentalmente e discutem-se os resultados obtidos.

## Introdução

Atualmente estão em curso transformações nos meios de produção industrial visando substituir operações manuais ou mecanizadas por operações automatizadas controladas por inteligência artificial (IA) [1]. Modelos matemáticos com diferentes arquiteturas computacionais estão sendo formulados para calcular os parâmetros operacionais com precisão. Valores de parâmetros como o posicionamento e a velocidade de deslocamento das ferramentas, ou do material, e a temperatura das peças que estão sendo deformadas durante o processamento metalúrgico a quente podem ser captados com boa precisão por sensores inseridos nas máquinas e transferidos à programas computacionais através da internet das coisas (IoT). Todavia, o comportamento plástico dos materiais não pode ser determinado diretamente nos meios de produção. Usualmente,

o comportamento plástico a quente de materiais metálicos é determinado em escala de laboratório na forma de curvas de escoamento plástico [2].

Alguns materiais como o alumínio puro ou o ferro alfa recuperam-se extensivamente quando deformados a quente ou a morno. Outros materiais como ligas de níquel, de cobre e em especial ligas de ferro com estrutura austenítica recristalizam-se dinamicamente durante a deformação a quente após certa quantidade de deformação. É bem conhecido que a ferrita recupera extensivamente durante a deformação enquanto que a austenita recristaliza dinamicamente após certa quantidade de encruamento e recuperação dinâmica [3]. Quando a deformação é conduzida com temperatura e taxa de deformação constantes, a tensão de fluxo aumenta no regime inicial de encruamento e então se torna constante na fase ferrítica quando deformada isoladamente; em contraste a tensão experimenta um máximo antes que decrescer para um estado estacionário na fase austenítica [4]. Esses materiais que têm comportamentos plástico bem conhecidos e parametrizados permitem a aplicação de modelos fenomenológicos - equilíbrio da taxa de geração e aniquilação de discordância e/ou a equação de Avrami – para descrever matematicamente o seus comportamentos [5].

Existem materiais que têm comportamentos plástico mais complexo como é o caso de ligas bifásicas como os aços inoxidáveis duplex. Nas condições de processamento a quente os aços inoxidáveis duplex ferrítico-austeníticos são constituídos de partículas de austenita embebidas em uma matriz ferrítica. Quando as duas fases são deformadas juntas, a distribuição de deformação não é mais uniforme havendo concentração de deformação na fase alfa mais macia no início da deformação. Conforme a deformação prossegue, os gradientes de deformação podem ser decrescidos com a ação de mecanismos de amaciamento como a recuperação e a recristalização dinâmicas, tão bem com o deslizamento de interfaces e de contornos de grão ou mesmo com a deformação localizada na fase ferrítica [6-8]. Após certa quantidade de deformação, com a transferência de tensão para a fase austenítica, pode ocorrer a fragmentação dessas partículas. Em consequência, a construção de modelos fenomenológicos para descrever o comportamento plástico desses materiais necessita de mais investigações. Neste manuscrito descreve-se uma alternativa realística e bastante atual para fazer a modelagem das curvas de escoamento plástico de um aço inoxidável super duplex utilizando técnicas de inteligência artificial (IA).

## Materiais e métodos

O material utilizado neste trabalho foi um aço inoxidável super duplex - UNS S32760 - com a composição química indicada na tabela 1.

Tabela 1 – Composição química do aço super duplex (%massa)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Cu	N	Fe
0,02	0,25	0,54	25,18	7,04	3,57	0,53	0,55	0,23	Bal.

## Ensaio mecânicos

Os ensaios mecânicos foram conduzidos em uma máquina horizontal de ensaios de torção a quente, à qual está acoplada um microcomputador, que por meio de interfaces possibilita a intercomunicação máquina-computador, permitindo o controle dos ensaios e a aquisição de dados. O estado de tensão desenvolvido na região central do corpo de prova quando é aplicado um momento torçor pode ser representado pela Figura 1. As tensões de tração ( $\sigma_1$ ) e de compressão ( $\sigma_3$ ) são iguais, em magnitude, às tensões cisalhantes máximas ( $\tau_{max}$ ), e formam um ângulo de  $45^\circ$  com a direção de atuação destas tensões, ou seja, com o eixo longitudinal da amostra. A tensão atuante no plano normal a estas tensões (tensão intermediária –  $\sigma_2$ ), é igual a zero.

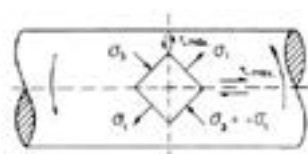


Figura 1 - Estado de tensões observado na região central do corpo de prova submetido a torção.

O cálculo da tensão equivalente se faz utilizando a equação:

$$\sigma = \frac{\sqrt{3} \cdot M}{2 \cdot \pi \cdot R^3} (3 + m + n)$$

onde  $M$  é o momento torçor,  $R$  é o raio do corpo de prova e  $m$  e  $n$  são os coeficientes de sensibilidade do material à taxa de deformação e ao encruamento, respectivamente.

O estado de deformação ao aplicar um esforço torçor está representado na Fig. 2. Antes da aplicação do esforço de torção, os elementos desenhados na superfície da amostra se apresentam com as faces paralelas entre si (Fig. 2a). Depois da aplicação de um momento torçor, os elementos se deformam de modo que uma das diagonais se alonga, enquanto a outra é reduzida, transformando cada quadrado inicial em um losango (Fig. 2b).



Figura 2 - Região útil de uma amostra submetida a um esforço de torção. (a) Antes da aplicação do esforço e (b) depois de aplicado o momento torçor.

A deformação equivalente é calculada utilizando-se a equação:

$$\varepsilon = \frac{R \cdot \theta}{\sqrt{3} \cdot L}$$

onde  $L$  é o comprimento útil do corpo de prova,  $R$  é o raio do corpo de prova e  $\Theta$  o ângulo de rotação da máquina. A taxa de deformação é calculada dividindo-se a deformação pelo tempo total do ensaio.

Na realização dos ensaios, as amostras foram aquecidas até 1200°C, mantidas nesta temperatura durante 10 minutos em uma atmosfera protegida com argônio, em seguida resfriadas até a temperatura de deformação, sendo mantidas nestas temperaturas durante 30 segundos para eliminar os gradientes térmicos. Os testes de torção a quente foram realizados em 900°C, 1000°C, 1100°C e 1200°C com taxas de deformação de 0.01, 0.1, 1 e 10 s<sup>-1</sup>. A temperatura e a velocidade de deformação eram impostas e controladas pelo software. A deformação e a tensão necessária para deformar o material foram medidos por sensores (encoder e célula de torção) acoplados à máquina e enviados ao software que construía as curvas tensão equivalente vs. deformação equivalente.

### **Aprendizado de máquina**

A partir dos dados obtidos nos ensaios foi construída uma tabela contendo os valores dos atributos de entrada e dos valores de saída. Neste caso são considerados

“inputs” os valores da temperatura, da taxa de deformação e da deformação e “outputs” os valores da tensão aplicada pela máquina. A tabela 2 mostra a forma como esses dados foram ordenados para o uso posterior no algoritmo de aprendizagem de máquina. Nesta tabela são apresentados apenas o início da tabela, ou seja: 14 de aproximadamente 10 000 pontos de dados.

Tabela 2 – Parte inicial da tabela com os pontos de dados utilizados no processo de aprendizagem de máquina

Temper	Taxa	Deform	Tensão
900	0,01	0,001475	4,324120
900	0,01	0,002500	32,658420
900	0,01	0,002700	35,872580
900	0,01	0,015980	79,762880
900	0,01	0,056960	82,194320
900	0,01	0,075950	83,166900
900	0,01	0,094940	87,300340
900	0,01	0,113930	89,002350
900	0,01	0,132910	91,433790
900	0,01	0,151900	93,622090
900	0,01	0,170890	96,296670
900	0,01	0,189880	98,241820
900	0,01	0,208860	101,159550
900	0,01	0,227850	103,347840

Neste trabalho foi utilizado como algoritmo de aprendizagem de máquina uma rede neural artificial (RNA) rasa com uma camada escondida. RNA é um modelo matemático e/ou computacional que *mimetiza* a estrutura e aspectos funcionais de uma rede neural biológica [9]. Uma RNA consiste de um conjunto de neurônios artificiais interconectados que processam informações usando métodos computacionais (figura 3). Esses neurônios processam os dados paralelamente e os propagam através de uma malha complexa de interconexões. Analogamente ao cérebro humano, as RNAs têm a capacidade de interagir com o meio externo e adaptar-se a ele. Uma RNA pode aprender a partir de exemplos e reconhecer trajetórias em uma série de dados de entradas (input) e saídas (output) sem nenhum conhecimento anterior de suas naturezas e interrelações. A RNA não necessita conhecer os mecanismos físicos que atuam durante a deformação a quente. Assim, é esperado que ela tenha a habilidade de modelar e prever o comportamento plástico a quente do aço inoxidável dúplex cujo comportamento plástico não é totalmente conhecido.



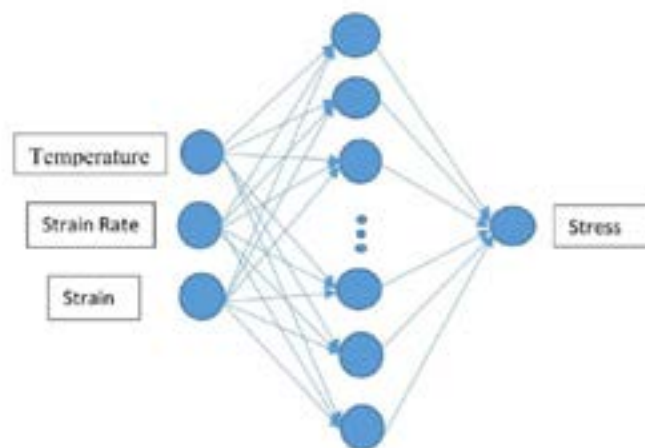


Figura 3 – Representação esquemática da arquitetura de uma rede neural artificial com uma camada escondida

O treinamento de uma rede neural consiste em ajustar os pesos associados a cada conexão entre neurônios. No processo “feedforward” cada sinal de entrada evolui ao longo da rede até a camada de saída. Na camada final é gerado o valor de saída que é comparado com o valor real. Após determinar a diferença, o algoritmo “back propagation” ajusta os pesos de forma que o valor seguinte a ser calculado esteja mais próximo do valor real. Uma rede neural artificial do tipo “feedforward back propagation” treinada com o algoritmo Levenberg-Marquardt foi utilizada para prever a tensão de escoamento plástico do aço inoxidável duplex. O processo de aprendizado é baseado na descida do gradiente que requer uma função de ativação diferenciável. Assim, a função sigmoideal logística foi aplicada como função de ativação. Uma descrição detalhada do algoritmo usado neste estudo está fora do alcance deste texto e pode ser encontrado na literatura [9].

A função de ativação juntamente com o número de neurônios na camada escondida define a arquitetura de uma RNA rasa. O número de neurônios na camada escondida é determinado pela experiência ou por tentativa e erro. Neste trabalho, para se determinar a melhor resolução, um experimento foi conduzido variando de 1 a 25 o número de neurônios na camada escondida.

Para que o treinamento seja eficiente, os dados devem ser normalizados antes de entrarem na RNA, uma vez que a mistura de valores com diferentes ordens de grandezas

podem gerar alguma confusão no processo de aprendizagem. Neste trabalho os dados foram normalizados no intervalo entre 0 e 1 usando a expressão:

$$X_i = 0.1 + 0.8 x \left( \frac{X - X_{min}}{X_{max} - X_{min}} \right)$$

Onde  $X$  é o valor original,  $X_{min}$  é o valor mínimo de  $X$ ,  $X_{max}$  o valor máximo de  $X$ , e  $X_i$  o valor normalizado de  $X$ . Usou-se aqui os valores logarítmicos da taxa de deformação uma vez que a variação deste parâmetro é muito grande: de  $0.01$  a  $10 \text{ s}^{-1}$ .

Para validar a capacidade de generalização da RNA treinada, dados não utilizados na fase de treinamento foram separado como dados de entrada suplementares. Neste trabalho, os dados foram divididos em três conjuntos: uma grande parte dos dados separados randomicamente eram selecionado para o treinamento e dois conjuntos menores para a validação e predições.

Os resultados preditos foram quantificados usando parâmetros estatísticos para avaliar a acurácia da predição da RNA. Foram utilizados os seguintes parâmetros estatísticos: erro percentual absoluto médio (MAPE), raiz quadrada do erro médio quadrático (RMSE) e o coeficiente de correlação ( $R$ ).

$$MAPE = \frac{\sum_1^N \left| \frac{E_i - P_i}{E_i} \right|}{N} \times 100$$

$$RMSE = \left[ \frac{1}{N} \sum_1^N (E_i - P_i)^2 \right]^{\frac{1}{2}}$$

$$R = \frac{\sum_1^N (E_i - \bar{E})(P_i - \bar{P})}{\sqrt{\sum_1^N (E_i - \bar{E})^2} \sqrt{\sum_1^N (P_i - \bar{P})^2}}$$

Onde  $E$  é o valor experimental e  $P$  é o valor predito pela RNA, e  $N$  é o número de dados.  $\bar{E}$  e  $\bar{P}$  representam os valores medidos e os valores preditos de  $E$  e  $P$ .

## Resultados

### (i) Curvas de escoamento plástico

A figura 4 mostra as curvas de escoamento plástico obtidas experimentalmente. Essas curvas têm a forma característica do comportamento mecânico a quente de aços; a

tensão aumenta com a deformação até um máximo e decresce em seguida. Pode-se ver nesta figura que as amostras deformadas em baixas temperaturas e com altas taxas de deformação falham com deformações próximas a 1,0 – 1,5. Por outro lado, amostras deformadas em altas temperaturas e baixas taxas de deformação suportam maiores deformações, sendo que em 1200°C com taxas de deformação de 0,01 a  $1\text{s}^{-1}$  o material não falhou nem mesmo com deformação de 3,0. Todavia, o estado estacionário de tensões em grandes deformações não foi alcançado.

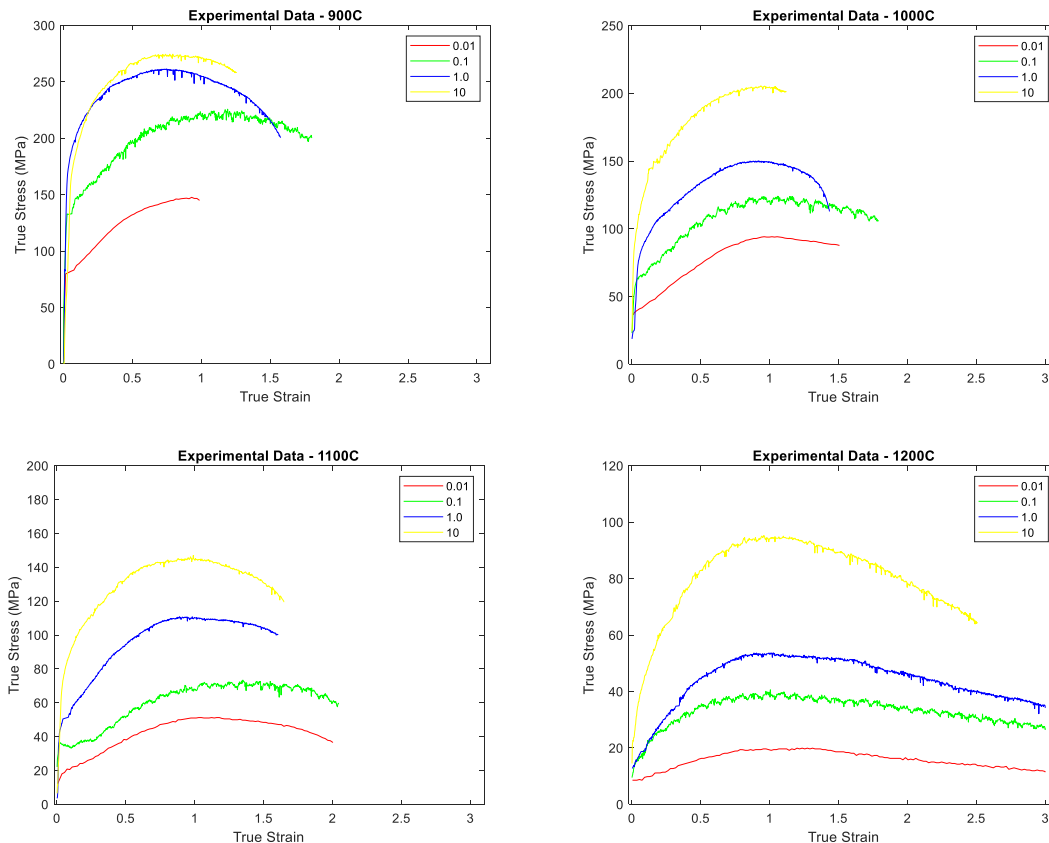


Figura 4 - Curvas de escoamento plástico obtidas nos ensaios de torção a quente

Vale observar que existem diferenças significativas quando a forma destas curvas são comparadas com as apresentadas por materiais monofásicos que recuperam e/ou recristalizam dinamicamente. Vê-se nesta figura que ao variar a temperatura de deformação a forma da curva de escoamento plástico assume dois padrões distintos. Em baixas temperaturas e/ou altas taxas de deformação a curva tem uma forma arredondada, como pode ser observado em 900°C com taxas de 1,0 e  $10\text{ s}^{-1}$  ou em 1100°C com taxa de  $10\text{ s}^{-1}$ . Em altas temperaturas e/ou baixas taxas de deformação, a tensão aumenta com a deformação de forma aproximadamente linear até um máximo

no início da deformação. Ao alcançar o máximo, pode ou não apresentar uma faixa de deformações com tensão constante, vindo a decrescer em seguida.

Essa mudança de forma pode ser associada a variação da fração volumétrica de austenita com a temperatura de deformação. Na Figura 5 pode-se observar variações na distribuição e fração volumétrica de partículas de austenita, para amostras deformadas a 1200°C e a 1000°C com taxa de 1s<sup>-1</sup>. Em baixas temperaturas não apenas as partículas de austenitas que estavam presentes durante o reaquecimento mas também partículas precipitadas durante o resfriamento e a deformação podem ser observadas na Figura 5b; pequenas partículas entre as que vieram do reaquecimento. Assim, a fração volumétrica de austenita altera-se desde pequenas quantidades em altas temperaturas até frações volumétricas próximas às da ferrita quando a temperatura é decrescida durante a deformação [8].

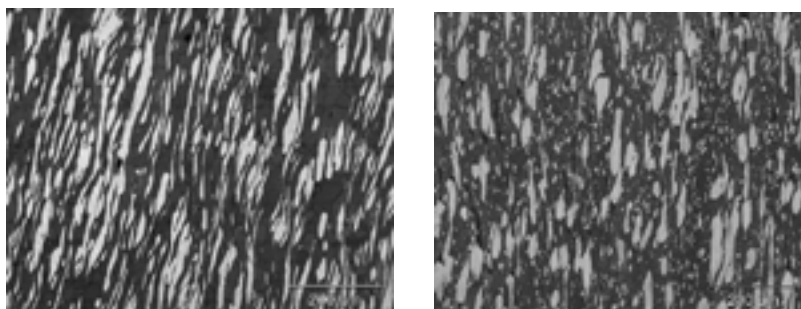


Figura 5 – Microestrutura de amostras deformadas com 1.0 s<sup>-1</sup> em (a) 1200°C e (b) 1000°C

Essas alterações microestruturais tornam a modelagem matemática com modelos fenomenológicos mais complexa; seriam necessários dois ou mais conjuntos de equações para descrever o comportamento mecânico deste material.

## (ii) Rede Neural Artificial

Os dados experimentais gerados pelas curvas tensão vs. deformação foram rearranjados na forma de uma tabela como indicado anteriormente e submetidos a um processo de aprendizagem de máquina utilizando uma rede neural rasa. São considerados inputs os valores da temperatura, da taxa de deformação e da deformação e outputs os valores da tensão aplicada pela máquina. Neste trabalho, os dados foram separados em três conjuntos: 70% para o treinamento, 15% para a validação e 15% para teste. Para determinar o número de neurônios na camada escondida foi

determinado a evolução da raiz quadrada do erro médio quadrático (RMSE) alterando o número de neurônios na camada escondida de 1 a 25 com mostrado na Figura 6.

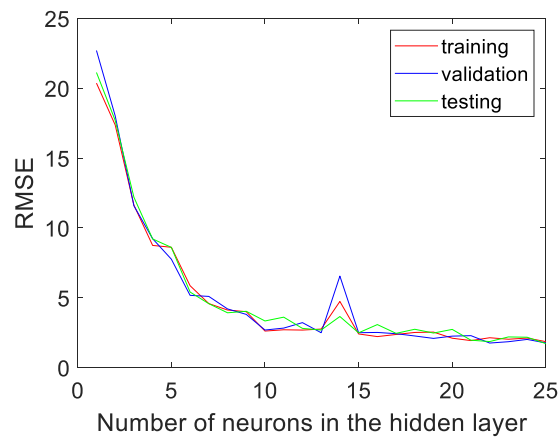
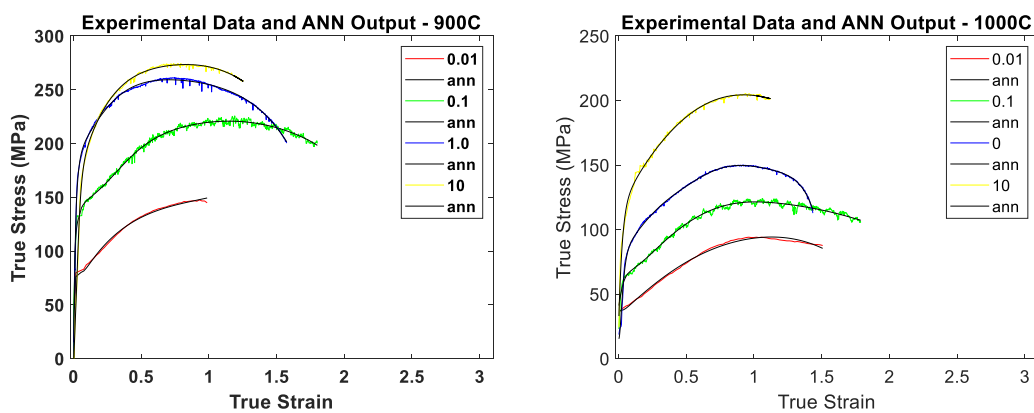


Figura 6 – Evolução da RMSE com o número de neurônios na camada escondida

Vê-se na Figura 6 que o valor do RMSE decresce conforme o número de neurônios é aumentado: para números pequenos de neurônios a inclinação da curva é grande sendo que para 18 ou mais neurônios o erro é basicamente constante considerando o treinamento, a validação e o teste. Essas informações juntamente com a função de ativação sigmoideal definem a arquitetura da RNA (3 x 18 x 1) usada neste exercício.

A Figura 7 apresenta o resultado do processo de aprendizado de máquina. Estão colocados juntos os resultados experimentais e os valores predito pela RNA. Vê-se nesta figura que o ajuste entre os dados é satisfatório.





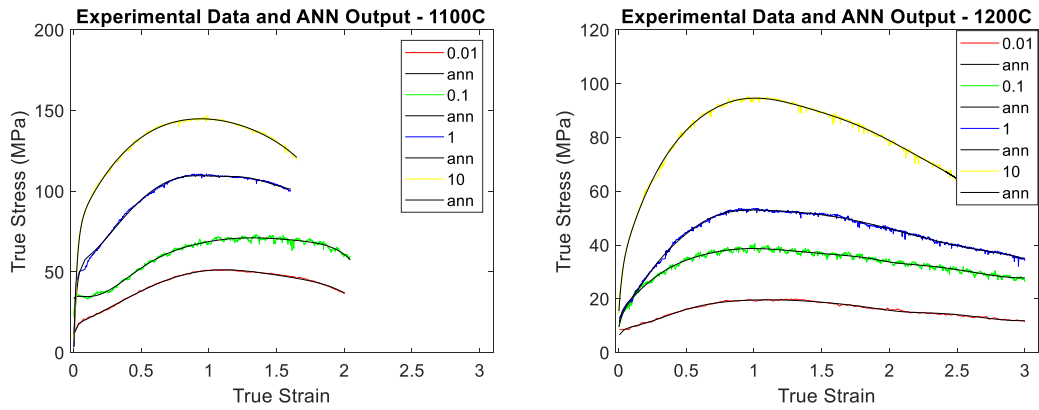


Figura 7 – Curvas de escoamento plástico experimental e calculadas com a RNA

No processo de aprendizagem de máquina o algoritmo cria um modelo que descreve a relação entre os dados de entrada e os dados de saída. Com esse modelo calculam-se os dados de saída e os compara com os valores experimentais, como indicado na figura 7. Comparando-se esses dados determinam-se os erros do processo de aprendizagem. Como indicado na figura, a tabela foi dividida em três partes: 70% dos pontos de dados foram utilizados para fazer o treinamento, 15% para teste e 15% para checagem. Vê-se nesta figura que há um bom ajuste entre os dados, com R muito próximo a 1, indicando que o processo de aprendizagem teve sucesso.

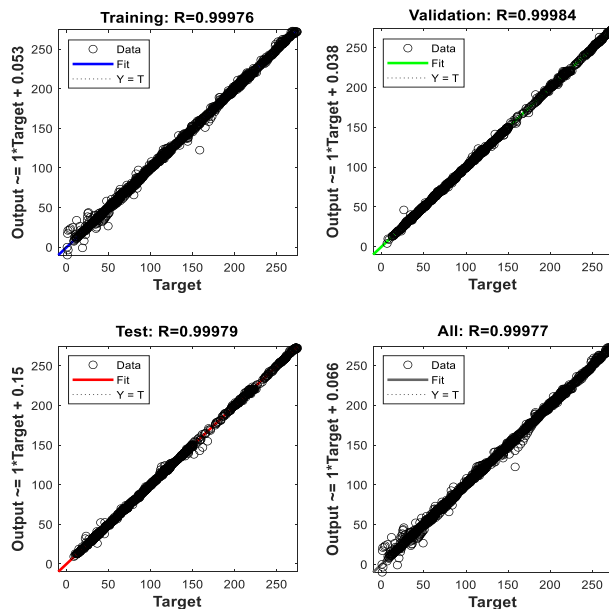


Figura 7 - Resultados do processo de aprendizagem de máquina com RNA

Continuando o exercício, o desvio entre os valores medidos e calculados foram analisados utilizando parâmetros estatísticos, como está indicado na Tabela 3. O resíduo médio em cada ponto de dado entre os valores medidos e calculados é de 2,176 MPa para os experimento de treinamento, o que representa um erro porcentual de 1,552% e os dados obtidos pela RNA representam 99,9% da variação na relação entre a tensão e a deformação medida experimentalmente. Também, os valores dos parâmetros estatísticos determinados são similares tanto no treinamento quanto na validação e nos testes. Esses valores indicam que o modelo tem um grande habilidade de predição e alta precisão para determinar a tensão de escoamento durante a deformação a quente, mesmo para um material que a forma da curva de escoamento dependa de outros parâmetros tais como a fração volumétrica de uma segunda fase que não foi considerada neste estudo.

Tabela3 –Valores dos parâmetros estatísticos determinados pelo processo de aprendizagem de máquina

	RMSE (MPa)	MAPE (%)	R <sup>2</sup>
Treinamento	2.176	1.552	0.999
Validação	2.163	1.457	0.999
Teste	2.415	1.619	0.999

O modelo estabelecido pelo processo de aprendizagem de máquina foi utilizado para prever valores de tensão em condições que não foram feitas medidas experimentais. Na figura 8 estão plotados juntamente com o dados experimentais valores preditos para a relação entre a tensão e deformação para 950°C, 1050°C e 1150°C.

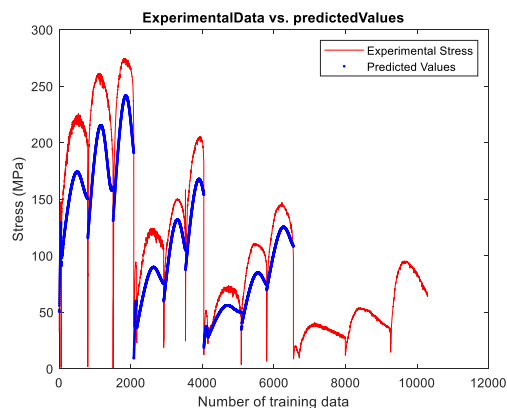


Figura 8 – Valores preditos para a relação tensão vs. deformação em 3 temperaturas diferentes das medidas experimentalmente.

## Discussão

Neste exercício, utilizou-se um modo de deformação típico de laboratório, cujo estados de tensão e deformação são bem conhecidos. Ao observar os resultados experimentais mostrados na figura 4, pode-se notar facilmente que há alterações no comportamento mecânico do material conforme as condições de deformação são variadas. Em altas temperaturas, quando a fração volumétrica de austenita é menor, a deformação se concentre na ferrita que é mais macia, como pode ser observado na figura 5(a). Neste caso há o fluxo da ferritica paralelamente e ao redor das partículas de austenita; predominando a recuperação dinâmica da ferrita.

Ao diminuir a temperatura de ensaio, a fração volumétrica de austenita aumenta, reduzindo o espaçamento entre as partículas. Antes de serem deformadas, as partículas de austenita estavam alinhadas com o eixo horizontal dos corpos de prova. Ao deformar o material, essas partículas são rotacionadas tendendo a se alinharem com a direção da tensão cisalhante máxima, ocorrendo maior transferência de tensão e deformação para a austenita. Em consequência, as partículas de austenita são alongadas com a ação da tensão principal trativa ( $\sigma_1$ ) e comprimidas lateralmente com a ação da tensão principal compressiva ( $\sigma_3$ ) tendendo a se aglomerarem, como mostrado na figura 5(b). Observando esse modo de deformação, pode-se especular que além da recuperação e recristalização dinâmicas, pode ocorrer o deslizamento de contornos de fase ou mesmo a fragmentação de partículas de austenita. Em consequência, conforme o material é deformado observa-se a fratura das amostras com menores quantidades de deformação.

O não conhecimento dos mecanismos atuantes durante a deformação plástica faz com que a modelagem das curvas tensão vs. deformação não seja conduzida utilizando modelos fenomenológicos ou científicos, tornando necessário aplicar uma metodologia alternativa. Com a utilização de redes neurais artificiais esta tarefa pôde ser conduzida de forma satisfatória, como mostram os resultados obtidos, uma vez que não foi necessário conhecer os mecanismos atuantes durante a deformação plástica.

O processo de aprendizagem de máquina realizado, mostrado na figura 7, indica que o ajuste entre os dados experimentais e os calculados é satisfatório: o valor de R é próximo de 1, indicando que o coeficiente de determinação está próximo de 100%. Na Figura 7 pode-se ver que as curvas preditas para 950 °C, 1050°C e 1150°C apresentam

valores intermediários aos das curvas experimentais determinadas em 900°C, 1000°C, 1100°C e 1200°C.

## Conclusões

A utilização de IA permite a modelagem de forma satisfatória das curvas de escoamento plástico a quente de materiais cujos mecanismos que atuam durante a deformação a quente não são conhecidos. O processo de aprendizagem de máquina gera modelos que estabelece relações entre os atributos de entrada e de saída permitindo a predição de valores para pontos de dados não medidos experimentalmente.

## Referências Bibliográficas

- 1 – Schwab, K., A Quarta Revolução Industrial. Ed. Edipro, São Paulo (2017).
- 2 – El-Shenawy, E. H., Physical Simulation of Thermo-Mechanical Processing of Metallic Alloys using Gleeble System. Materials Today: Proceedings, <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.339>.
- 3 – Cizek, P.; Wynne, B.P., A mechanism of ferrite softening in a duplex stainless steel deformed in hot torsion. Mater. Sci. Eng. A 230 (1997) 88-94.
- 4 - Jorge Jr, A.M.; 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 of Materials Processing Technology, v.142 (2003) 415-421.
- 5 - Jorge Jr., A.M.; Balancin, O., Prediction of steel flow stress under hot working conditions. Materials Research 8 (2005) 309-315.
- 6 - Balancin, O.; Hoffmann, W.A.M.; Jonas, J.J., Influence of microstructure on the flow behavior of duplex stainless steels at high temperature. Metal. Mater. Trans. A 31A (2000) 1353-1364.
- 7 - Piñol-JJuez, A.; Iza-Mendia, A.; Gutiérrez, I. Metal. Mater. Trans. A 31A (2000) 1671-1677.
- 8 - Jorge Jr., A.M.; Reis, G.S.; Balancin, O., Influence of the microstructure on the behavior of duplex stainless steel. Mater. Sci. Eng. A 528 (2011) 2259-2264.
- 9 - Sumathi, S.; Surekha, P, A Computational Intelligence Paradigms Theory and Applications using MATLAB®. CRC Press, Taylor & Francis Group, New York, 2010.

# Modeling the Plastic Flow Curves of a Two Phase Steel Using Artificial Intelligence (AI)

Leones Contini Jr.; Oscar Balancin  
Graduate Program in Mechanical Engineering, UFSCar

## Abstract

Determining the flow stress curves of metals and alloys in hot working conditions is essential for designers of metals forming processes. In this presentation, samples of a super duplex stainless steel with a ferrite matrix and dispersed austenite particles were deformed by torsion tests at temperatures ranging from 900 °C to 1200 °C and strain rates from 0.01 s<sup>-1</sup> to 10 s<sup>-1</sup>. The level and shape of the plastic flow stress curves depend on the temperature and the strain rate and varies with the austenite volume fraction. When the two phases are deformed together, the marked difference in the softening behavior of austenite and ferrite leads to the uneven strain partitioning between these phases. As a consequence, the plastic behavior of this two-phases material is more complex than that of a single-phase material. With the data obtained in these experiments, a spreadsheet with four columns was built. The first three columns contain the input attributes (temperature, strain rate and strain) and the fourth the strength (stress) imposed by the material during deformation. These data were submitted to machine learning algorithms: an artificial neural network with one hidden layer (ANN). After the machine learning processes, the plastic flow curves were rebuilt and compared with those attained experimentally.



# DESEMPENHO DO AÇO 22MnB5 COMO MÁSCARA DE PROTEÇÃO SUPERFICIAL SOB CONDIÇÕES SEVERAS DE FORJAMENTO

*Luana De Lucca de Costa  
Alberto Moreira Guerreiro Brito  
André Rosiak  
Lirio Schaeffer*

Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS)  
Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica  
Avenida Bento Gonçalves, 9500.  
Agronomia - Porto Alegre - RS - Brasil

## RESUMO

Neste estudo, a aplicabilidade e o desempenho das chapas de aço 22MnB5 como proteção superficial sobre matrizes de forjamento a quente foram analisadas. Duas máscaras foram fabricadas seguindo dois processos diferentes; por tratamento térmico de chapas planas em condições de resfriamento semelhantes ao processo de estampagem a quente e por estampagem a quente (embutimento) de uma peça cilíndrica de geometria axial. Em ambos os processos as chapas foram austenitizadas a 1100°C por 7 min e, para a obtenção da microestrutura bainítica, foram trabalhadas em temperaturas superiores a 700°C. As máscaras planas e axiais foram submetidas a 100 ciclos de forjamento e posicionadas na superfície inferior de matrizes de forjamento a quente. A integridade da superfície das máscaras foi analisada a partir de perfis de microdureza, testes de rugosidade, espessura, microscopia óptica e eletrônica. Mecanismos de desgaste foram observados em ambas as máscaras sendo mais expressivos na máscara axial. Desgaste abrasivo e por deformação plástica foram observados em ambas as máscaras; entretanto, ambas demonstraram potencial para aplicação como máscaras de proteção superficial.

## ABSTRACT

Herein, the applicability and performance of 22MnB5 steel sheets as protective masks over hot forging dies has been analyzed. Two masks were obtained following two different approaches; by heat treatment of flat sheets in cooling conditions similar to the process of hot stamping and hot stamping on the axial geometry of a cylindrical part. In both processes the sheets were austenitized at 1100°C for 7 min and to obtain bainite microstructure, they were maintained at temperatures higher than 700°C. The flat and axial masks have been subjected to 100 forging cycles for each geometry and positioned on the lower surface of hot forging dies. Surface integrity has been analyzed from microhardness profiles, roughness tests, thickness measurements, optical and electron microscopy. Wear mechanisms have been observed in both masks which was more expressive in the axial mask. Abrasive wear and plastic deformation have

been actively observed in both masks; however, they have shown firmness for application as masks.

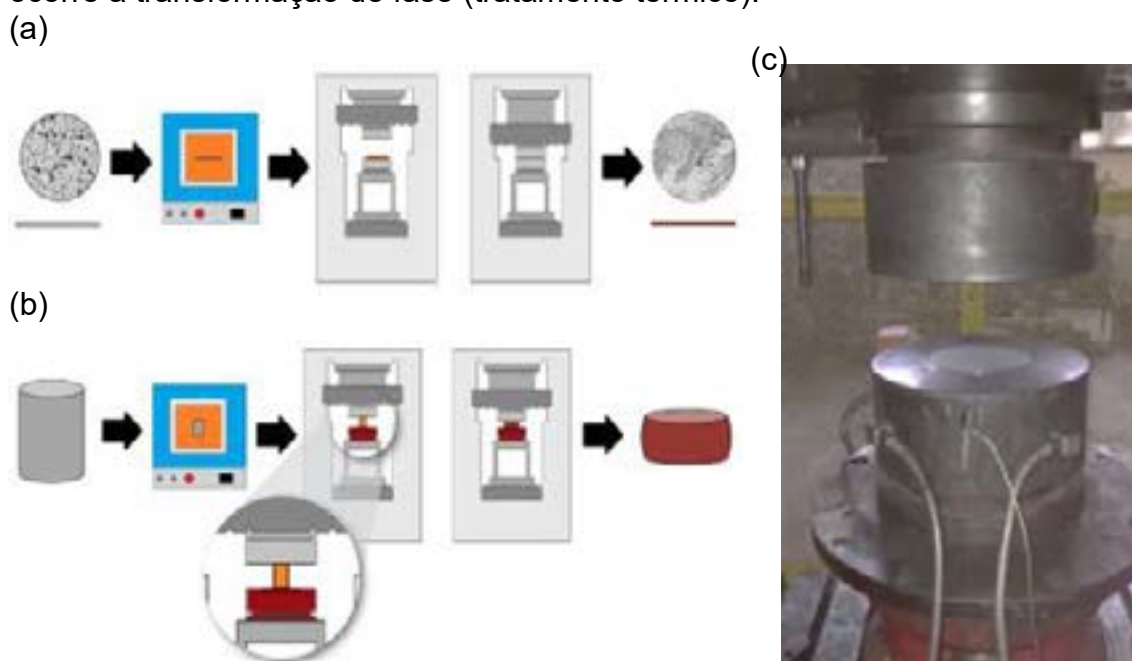
## INTRODUÇÃO

Os produtos forjados são economicamente atrativos devido a sua alta resistência quando expostos a esforços mecânicos, sua microestrutura homogênea e uma maior facilidade no pós-processamento pelos métodos automatizados [1,2]. Pesquisas técnicas têm mostrado que o desgaste é o mecanismo de degradação predominante nas ferramentas de forjamento a quente, sendo o resultado de uma complexa interação de variáveis que constituem o tribossistema do processo de forjamento a quente [4,5,6]. O desgaste e outros mecanismos de falha partem da superfície das matrizes, o que contribuiu para o desenvolvimento de técnicas de revestimentos de superfícies. O foco principal dessas técnicas é melhorar a vida útil das ferramentas devido à modificação das propriedades da superfície. Apesar do seu uso prolongado, o uso de revestimentos ainda exige reparos ou substituições; portanto, revestimentos superficiais, tais como, nitretação, são geralmente aplicados para protegê-las, no entanto, possuem custo elevado e dificuldades de retrabalho [7-10]. Além disso, a substituição das ferramentas causa um longo tempo de interrupção durante a produção. Rosenstock et al. (2015) investigaram um novo conceito denominado *die mask* para proteger a superfície da matriz e reduzir os custos e o tempo de interrupção da produção, esse conceito é baseado na substituição dos tratamentos superficiais pelo uso de chapas metálicas de diferentes materiais que protegem as superfícies das matrizes [9]. A simulação numérica conduzida por ROSENSTOCK et al. (2015) e HAWRYLUK (2016) demonstraram que o uso de máscaras de proteção sobre as matrizes de forjamento reduz as cargas térmicas e mecânicas; assim, a vida útil da matriz pode ser estendida. Quando comparadas aos métodos convencionais de tratamento de superficial, as máscaras são vantajosas por sua facilidade de substituição, o que ajuda a diminuir o tempo de interrupção dos processos. Entretanto, esses estudos não avaliaram a capacidade das máscaras em resistir às condições de deformação que ocorrem em um número significativo de ciclos. A literatura já demonstrou que ligas de boro, particularmente 22MnB5, mostraram resistências mecânicas promissoras [12], sendo assim, possuem potencial de uso como máscaras. Yu et al (2019) testaram o 22MnB5 como máscara fabricada por estampagem incremental (sem aquecimento ou tratamento térmico) e posteriormente submetida a 40 ciclos de forjamento. Considerando o potencial da estampagem em aumentar a resistência da classe de aço 22MnB5, amplamente utilizada na indústria automobilística [13-14], torna-se interessante usar aço 22MnB5 como máscara produzida por estampagem a quente expô-las a ciclos de forjamento severos que possam ajudar a compreender seu funcionamento e abrir possibilidades para aplicações industriais. Aqui, o 22MnB5 foi testado como máscaras planas e axiais em 100 ciclos de forjamento; as superfícies, propriedades mecânicas e microestruturais das máscaras após os forjamentos foram investigadas por uma ampla gama de técnicas de caracterização.

## MATERIAIS E MÉTODOS

Chapas de 110 mm de diâmetro e 1,3 mm de espessura de 22MnB5 foram usadas para fabricar máscaras. Dois métodos para a obtenção dessas máscaras foram realizados: 1) As chapas foram aquecidas entre as matrizes planas nas condições estabelecidas na literatura para estampagem a quente [14-15]; 2) As chapas foram estampadas a quente, sem a utilização de matrizes refrigeradas, em geometria forma cilíndrica.

No processo de tratamento térmico, as chapas foram austenitizadas, transferidas e posicionadas em matrizes planas em temperatura ambiente para obtenção da máscara plana (Figura 1a). Quando o conjunto de matrizes planas é fechado, ocorre a transformação de fase (tratamento térmico).



**Figura 1.** Representação esquemática do processo de tratamento térmico para obtenção da máscara plana (a); forjamento em matriz aberta (b); e, matrizes utilizadas no TT e FMA (c).

A Tabela 1 lista os parâmetros do processo de tratamento térmico para obtenção da máscara plana (Figura 1a).

**Tabela 1.** Lista de parâmetros do processo de tratamento térmico.

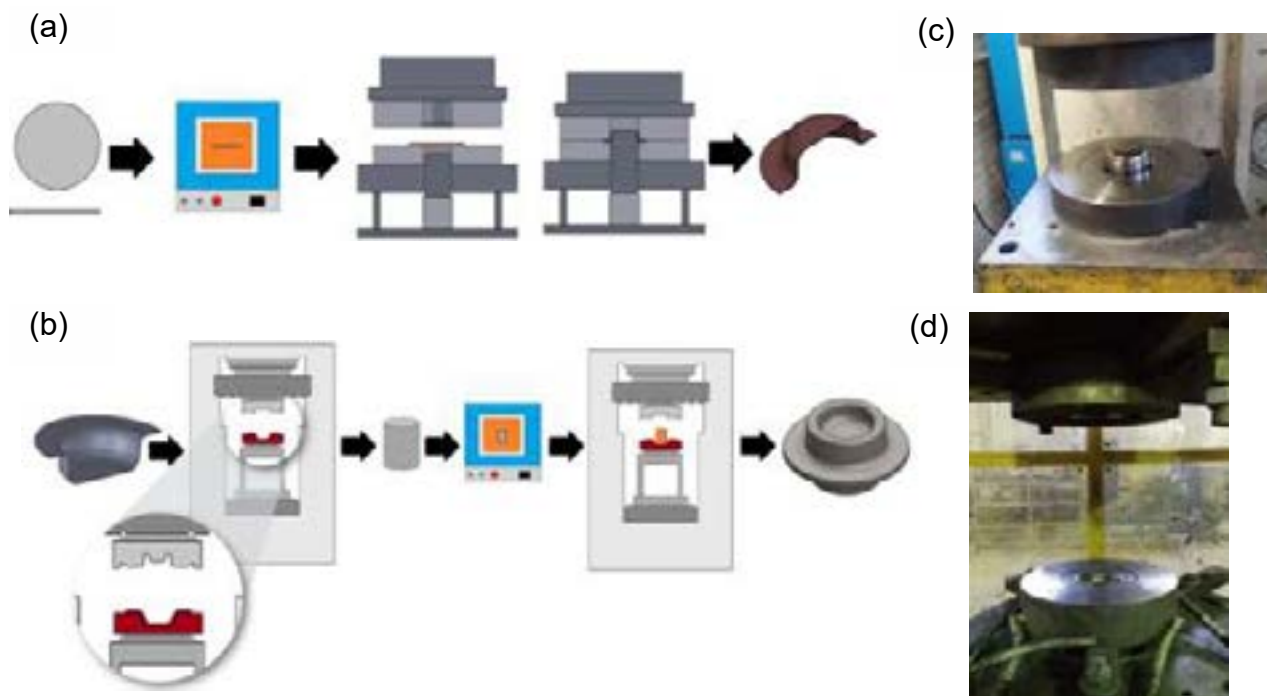
Parâmetros do processo de tratamento térmico	
Material da geratriz	22MnB5
Material das matrizes	H13
Aquecimento	Forno elétrico (Tipo Câmara)
Tempo de austenitização	7 min
Temperatura de austenitização	1100°C
Prensa (sem atuação)	Hidráulica de simples efeito (FKL)
Velocidade da prensa	9 mm/s
Temperatura das matrizes	Ambiente

As tabelas 2 lista os parâmetros dos processos de forjamento em matriz aberta (Figura 1b,c).

**Tabela 2.** Lista de parâmetros do processo de forjamento em matriz aberta.

Parâmetros do processo de forjamento em matriz aberta	
Material do <i>billet</i>	ABNT 1045
Aquecimento dos <i>billets</i>	Forno elétrico (Tipo Câmara)
Prensa	Hidráulica de simples efeito (FKL)
Força Normal máxima	400 kN (programada)
Velocidade da prensa	9 mm/s
Redução em altura do <i>billet</i>	35 mm
Material das matrizes de forjamento	H13
Material das máscaras planas	22MnB5
Lubrificação da máscara e matriz superior	FORGE EASE 956BR
Lubrificação entre a máscara e a matriz inferior	Sem lubrificação
Temperatura inicial da matriz inferior	280°C
Temperatura inicial da máscara	280°C
Temperatura inicial da matriz superior	Ambiente
Temperatura inicial do <i>billet</i>	1100°C

A figura 2a mostra esquematicamente o processo de estampagem a quente das máscaras axiais.



**Figura 2.** Representação esquemática do processo de estampagem a quente para obtenção da máscara axial (a); Representação esquemática do processo de forjamento em matriz fechada (b); Matriz de estampagem (c); e, matrizes de FMF.

As geratrizes são aquecidas e posicionadas no centro da matriz de estampagem, o que foi possível através da usinagem de um rebaixo de 1 mm na matriz com folga de 0,3 mm entre o diâmetro do rebaixo e da geratriz. Após o posicionamento, a matriz é fechada e ocorre a atuação do punção.

Na tabela 3 são listados os parâmetros do processo de estampagem a quente para obtenção da máscara axial (Figura 1a,c).

**Tabela 3.** Lista de parâmetros do processo de estampagem a quente.

<b>Parâmetros do processo de estampagem a quente</b>	
Material da geratriz	22MnB5
Material das matrizes de estampagem	H13
Aquecimento	Forno elétrico (Tipo Câmara)
Prensa	Hidráulica de duplo efeito (DanPres)
Força Normal máxima	200 kN
Velocidade da prensa	Variável
Lubrificação	FORGE EASE 956BR
Temperatura inicial das geratrizes	1100°C
Temperatura inicial das ferramentas	Ambiente

As tabela 4 lista os parâmetros dos processos de forjamento em matriz fechada (Figura 2b,d).

**Tabela 4.** Lista de parâmetros do processo de forjamento em matriz fechada.

<b>Parâmetros do processo de estampagem a quente</b>	
Material da geratriz	22MnB5
Material das matrizes de estampagem	H13
Aquecimento	Forno elétrico (Tipo Câmara)
Prensa	Hidráulica de duplo efeito (DanPres)
Força Normal máxima	200 kN
Velocidade da prensa	Variável
Lubrificação	FORGE EASE 956BR
Temperatura inicial das geratrizes	1100°C
Temperatura inicial das ferramentas	Ambiente

Imagens das superfícies das máscaras foram adquiridas utilizando um Estereomicroscópio com LED e câmera HD, marca Leica, modelo EZ4 HD, com zoom 4:1.

A variação de espessura das máscaras foi medida utilizando um micrometro digital Mitutoyo, escala 0-25 mm, com resolução de 0,001 mm.

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.

Para avaliação da microestrutura, foram utilizadas técnicas de metalografia convencional na seção transversal da peça. Após o embutimento, as amostras



foram lixadas em duas lixas de 600  $\mu\text{m}$  e 800  $\mu\text{m}$ . As peças foram analisadas em um microscópio óptico da marca Olympus, modelo Gx51.

Microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizada para análise da condição superficial das máscaras em vista transversal. O equipamento utilizado foi o Microscópio Eletrônico de varredura Zeiss EVO MA 10.

O perfil de microdureza foi adquirido utilizando microdurômetro Insize Hardness Tester ISH-TDV1000, carga 0,5 kg.

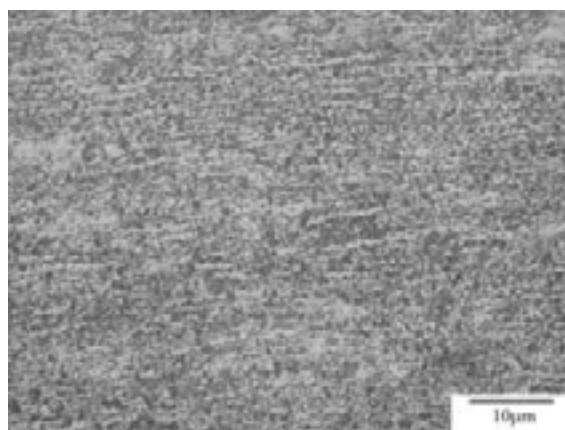
## RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados referentes a composição química dos materiais utilizados para fabricação das geratrizes para estampagem, dos billets para o forjamento e dos ferramentais utilizados em ambos os processos de conformação são listados na tabela 5.

**Tabela 5.** Resultado da análise química dos materiais utilizados.

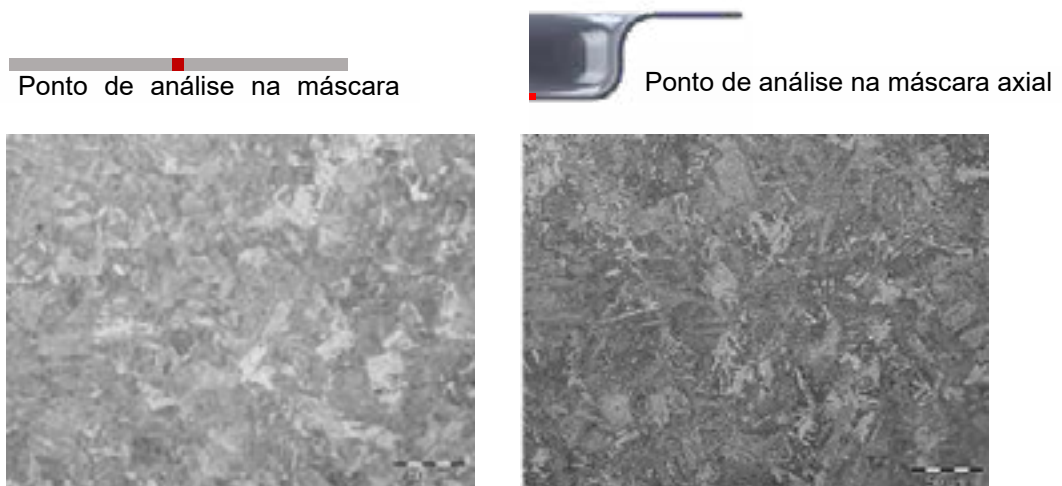
Material	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	B
22MnB5	0,23	1,24	0,021	0,002	0,21	0,19	-	0,004	0,002
AISI 1045	0,42	0,72	0,020	0,041	-	-	-	-	-
H13	0,37	0,32	0,018	0,002	1,12	5,30	1,16	1,00	-

A micrografia óptica mostra que na condição recebida o aço 22MnB5 possui microestrutura ferrítica com distribuição homogênea de partículas de perlita, típica dos aços baixo carbono (Figura 3).



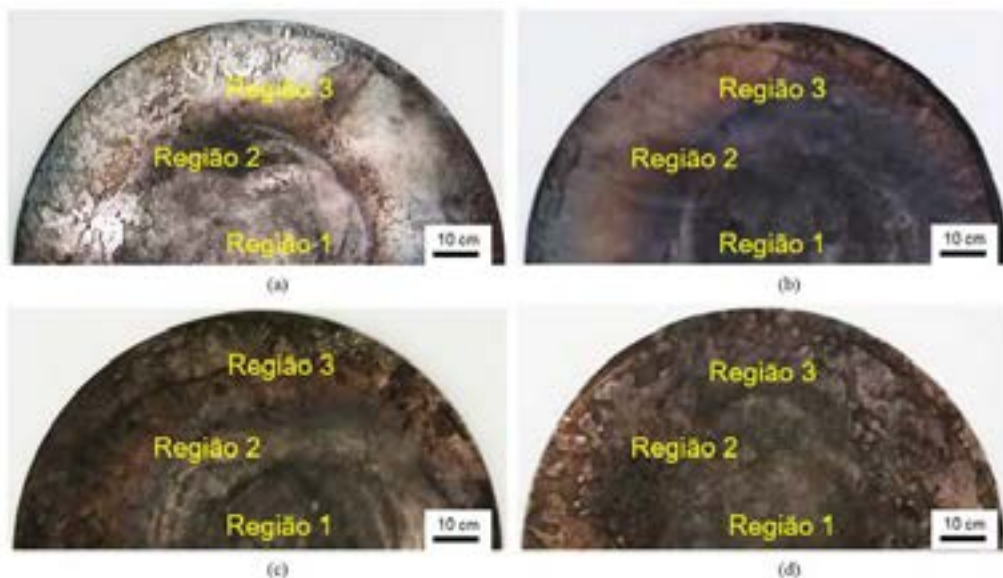
**Figura 3.** Micrografia óptica da condição inicial no sentido longitudinal de laminação do aço 22MnB5, ferrita e perlita, microdureza média de 184 HV. Nital 2%.

Após o tratamento térmico para obtenção da máscara plana, ocorreu a transformação de fase, a microestrutura bainítica é a resultante no final do processo. A estampagem a quente para obtenção da máscara axial também resultou na formação de uma microestrutura bainítica. Ambas as micrografias são mostradas na figura 4.



**Figura 4.** Micrografias ópticas dos pontos indicados na máscara plana (a) e máscara axial (b). Microestrutura bainítica. Nital 2%.

As chapas planas de 22MnB5 tratadas termicamente e, posteriormente, jateadas com esferas de vidro são agora máscaras metálicas. As máscaras metálicas foram posicionadas na superfície de uma matriz plana e sofreram ciclos de 25, 50, 75 e 100 forjamentos. Para melhor entendimento, como mostrado na figura 5, as regiões para análise são divididas em: a que permanece em contato com o *billet* durante todos os ciclos de forjamento (região 1); a formada pela descentralização no posicionamento do *billet* sobre a máscara (região 2); e a região 3, que não entra em contato com o *billet* durante os ciclos de forjamento.



**Figura 5.** Máscaras planas com identificação das 3 regiões de análise após os ciclos de forjamento: (a) 25; (b) 50; (c) 75; e (d) 100 ciclos.

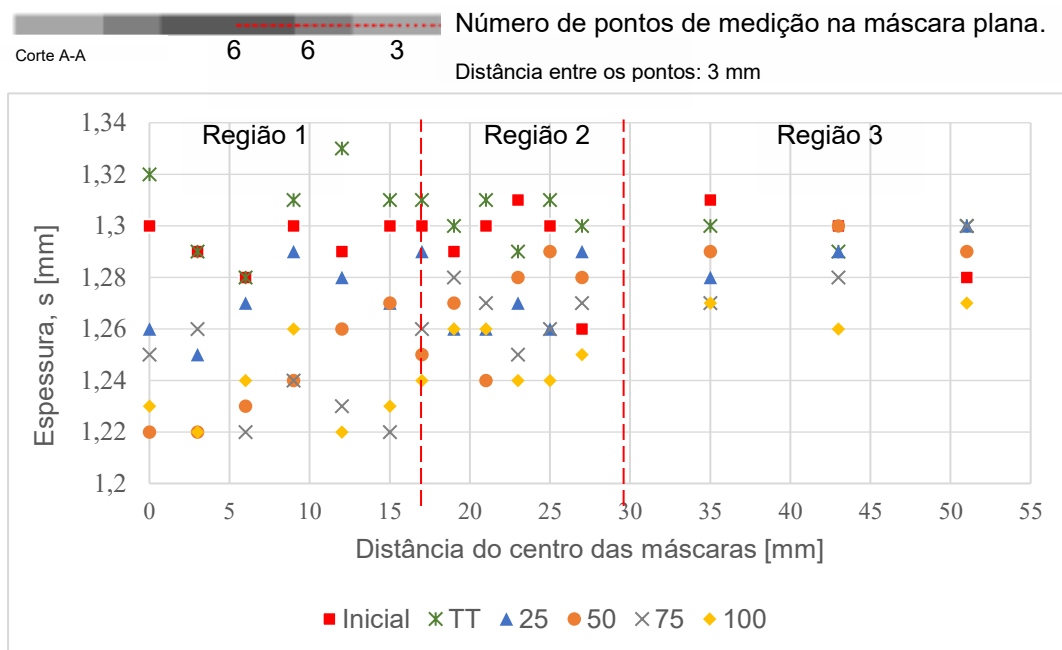
Na Figura 5a, que corresponde a máscara plana após 25 ciclos de forjamentos, é possível observar claramente as 3 regiões citadas, inclusive, marcas de deformação da máscara pelos billets são identificáveis. Já as Figuras 5b,d a região 2 passa a ser menos visível e as máscaras mostram maiores sinais progressivos de oxidação.

A região 3 apresenta marcas da oxidação oriunda do tratamento térmico e que não foram removidas pelo processo de jateamento. Essa é uma característica apenas da região 3 e não será discutida, uma vez que não entra em contato com o billet durante os forjamentos.

Após os ciclos de forjamento, as máscaras apresentam os mesmos perfis de redução de espessura, sendo a redução mais significativa na região 1. Os menores valores encontrados nessa região são de 1,22 mm para os ciclos de 50, 75 e 100 forjamentos, sendo esta redução progressiva da região 3 para a região 1. Quanto as medições, 6 medições foram realizadas nas regiões 1 e 2; e 3 medições na região 3. As máscaras utilizadas para a sequência de 100 ciclos de forjamento tiveram as maiores reduções em todas as três regiões; os ciclos de 50 e 75 sofreram reduções semelhantes e o ciclo de 25 forjamento apresentou as menores reduções de espessura, sendo a espessura mínima de 1,25mm em um ponto da região 1.

A região 2 mostra uma redução de espessura intermediária entre a região 1, com maiores reduções, e a região 3, com valores mais próximos aos da máscara após tratamento térmico para todos as máscaras analisadas.

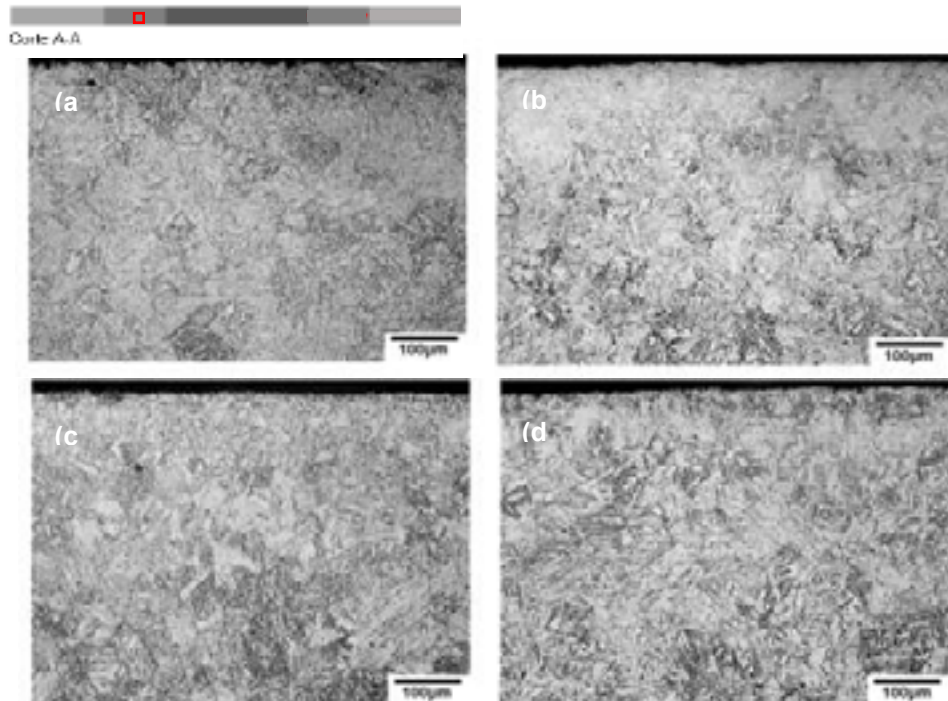
Os resultados do perfil de redução de espessura são mostrados na Figura 6. Quando comparados as imagens superficiais das máscaras, Figura 5, demonstram que tanto a deformação plástica, quanto a oxidação, e os mecanismos de desgaste atuam para a redução da espessura progressiva das máscaras.



**Figura 6.** Variação de espessura das máscaras planas nas diferentes regiões analisadas de acordo com a quantidade de ciclos de forjamento.

As micrografias mostradas na Figura 7, indicam que a microestrutura continua morfologicamente bainítica na região 1 das máscaras após todos os ciclos de forjamento estudados. Destaca-se essa região por ser a que sofre maior deformação e exposição a mecanismos de degradação. Apesar da microestrutura continuar apresentando a morfologia bainítica, quando comparadas aos valores do perfil de microdureza mostrado na Figura 8 é notável o amaciamento nessa região para valores entre 250 e 310 HV, indicando que ocorreu o revenimento da bainita.

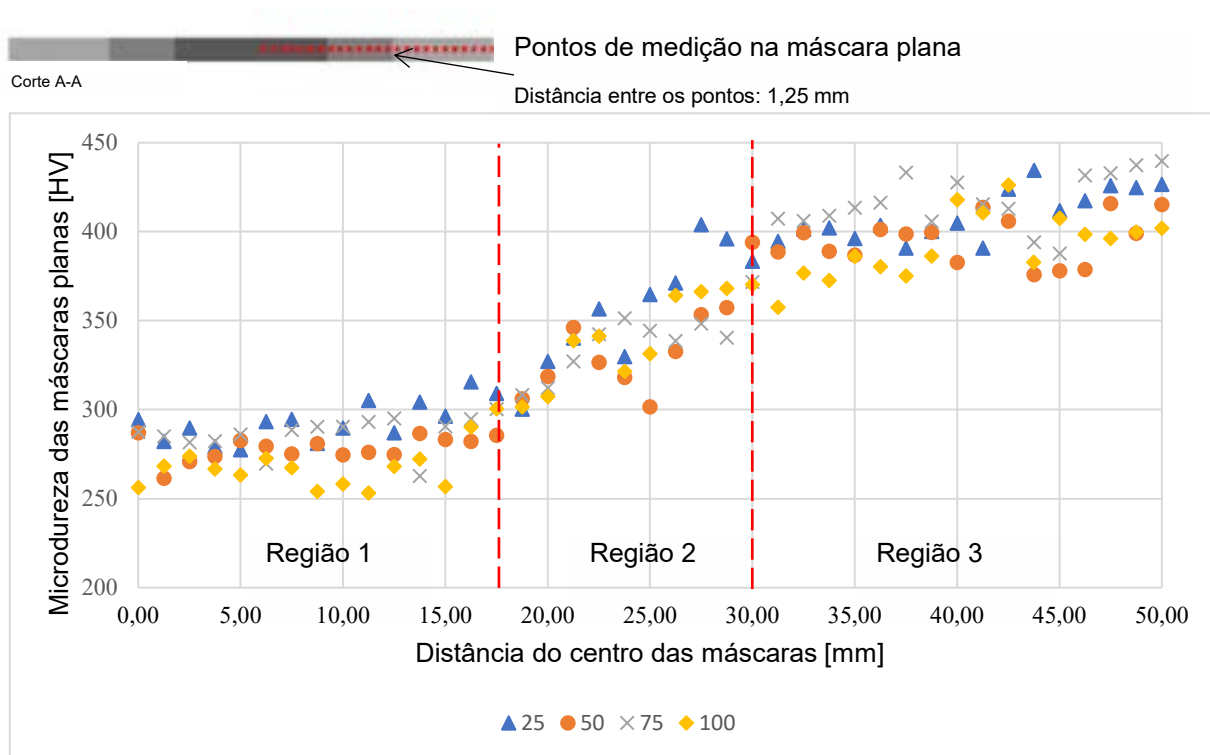
Ponto de análise nas máscaras



**Figura 7.** Micrografias ópticas da região 1 (indicada) das máscaras planas após os ciclos de forjamento: (a) 25; (b) 50; (c) 75 e (e) 100. Nital 2%. Estrutura bainita revenida.

Como mostra a Figura 8, na delimitação correspondente a região 2 há uma grande variação dos valores de microdureza, iniciando com valores de 300 HV e terminando com 410 HV, valor próximo aos encontrados na região 3 que não entrou em contato com o billet durante o forjamento. Ou seja, por ser uma região intermediária, ela mostra como ocorre o amaciamento da região 3 para região 1.

Ainda, os resultados dos perfis de microdureza mostram que a região 1, inicialmente aquecida a 280°C, e que permaneceu em contato com o billet, inicialmente aquecido a 1100°C, por longos períodos de tempo (correspondentes aos ciclos de forjamento) sofreu maior redução nos valores de dureza, entretanto, independente do número de ciclos o perfil se manteve praticamente constante, com diferença inferior a 50 HV entre o ciclo de 25 e o de 100 forjamentos.

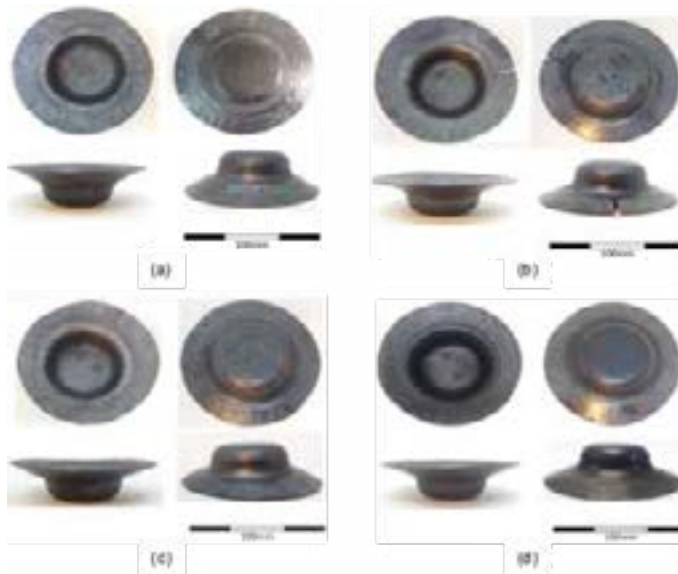


**Figura 8.** Perfil de microdureza Vickers (HV) das máscaras planas após cada ciclo de forjamento.

As máscaras axiais após cada um dos ciclos de forjamento a que foram submetidas são mostradas na Figura 9. É possível observar que as máscaras dos ciclos de 25 e 50 forjamentos, apresentaram trincas na região da flange. Na Figura 9a, mostra uma pequena trinca (destacada), iniciada logo após o final do raio ( $r_1$ ), na região final do preenchimento da cavidade no canal de rebarba. A figura 9b mostra a máscara após 50 forjamentos. Nesta máscara, a trinca se inicia na mesma região da máscara utilizada no ciclo de 25 forjamentos, porém se propaga até o final da flange. As Figuras 9c e d, mostram imagens das máscaras utilizadas para os ciclos de 75 e 100 forjamentos, que não apresentaram trincas identificáveis macroscopicamente.

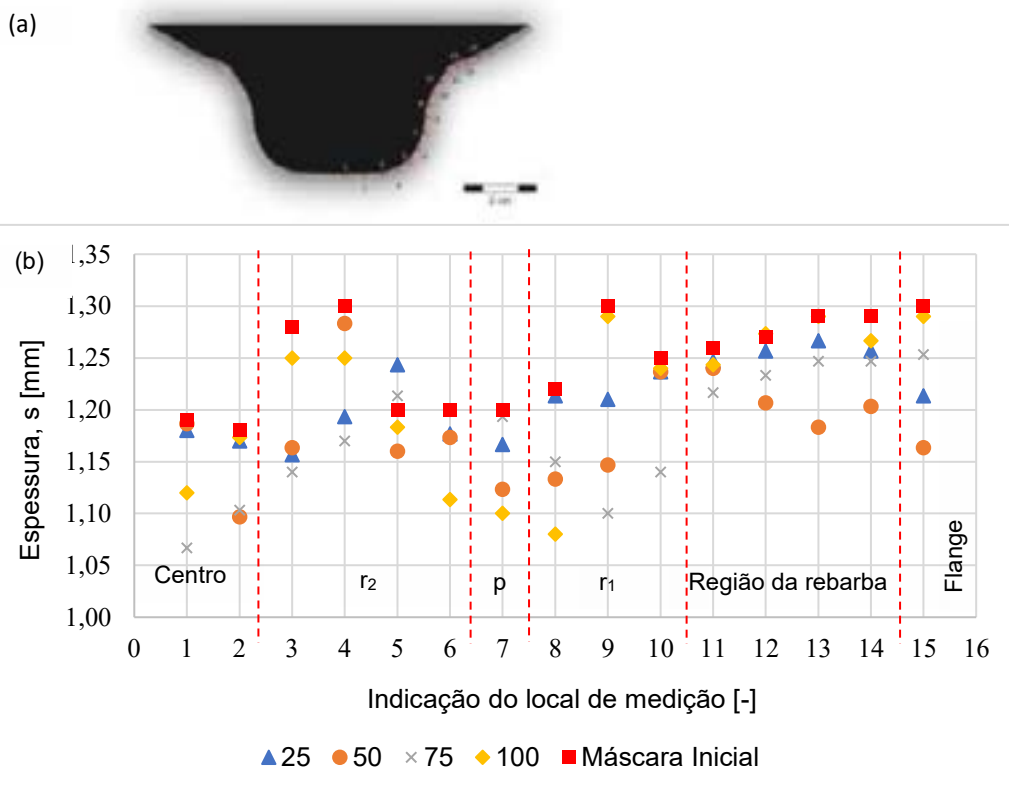
A presso-flexão que origina a movimentação da zona da aba combinada as tensões tangenciais de tração atuantes, são fatores que contribuem para o aparecimento das trincas nas máscaras utilizadas nos ciclos de 25 e 50 forjamentos. No entanto, acredita-se que as trincas foram originadas, principalmente, por defeitos originados no processo de estampagem, tais como, pequenas ondulações na zona da aba.





**Figura 9.** Máscaras axiais após os ciclos de forjamento: (a) 25; (b) 50; (c) 75 e (d) 100 ciclos.

A máscara utilizada no ciclo de 100 forjamentos é mostrada na Figura 10a, nela estão marcados os pontos de medição da espessura que são os mesmos para as outras máscaras. Um total de 15 medições foram realizadas e repetidas 3 vezes, assim, os valores mostrados no gráfico (Figura 10b) são a média dessas medições.

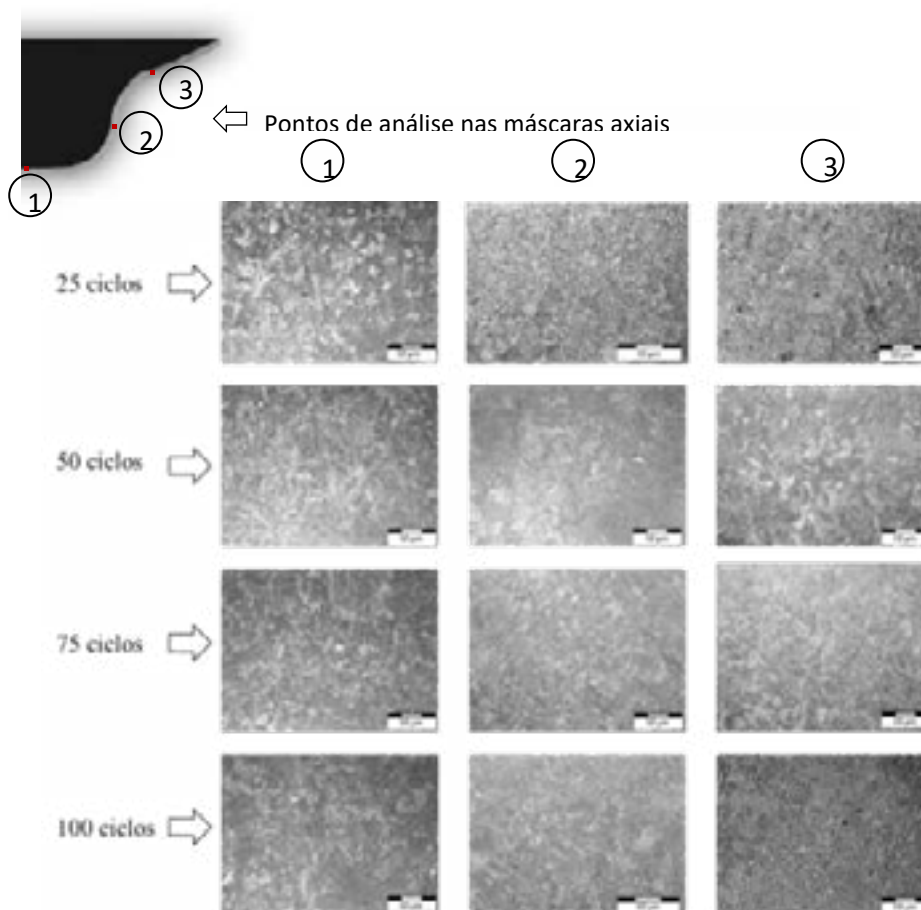


**Figura 10.** Variação de espessura das máscaras axiais em diferentes regiões: (a) Indicação dos pontos de medição na máscara seccionada transversalmente e (b) Valores das espessuras das máscaras utilizadas em cada ciclo de forjamento.

A variação de espessura da máscara inicial segue a estimativa qualitativa descrita por RODRIGUES e MARTINS (2010) para uma estampagem cilíndrica a frio. Embora ocorra a variação de espessura das máscaras nos diferentes ciclos de forjamento, ambas seguem o mesmo perfil, exceto a submetida a 50 ciclos, em que a maior diferença entre as medições é 0,22 mm.

Como já mencionado a máscara inicial apresenta uma microdureza média de 415HV, contudo os valores apresentam oscilações durante todo o perfil, sendo os valores máximos e mínimos iguais a 460HV e 356HV, com microestrutura bainítica.

No centro das máscaras, ocorreu amaciamento em todos os ciclos de forjamento, Figura 11, chegando ao menor valor de 210HV na máscara utilizada no ciclo de 75 forjamentos. Nos outros ciclos, os maiores e menores valores nessa região são: 25, 228HV e 274HV; 50, 238HV e 290HV; 75, 210HV e 247HV; e 100, 215HV e 292HV. Valores esses, característicos da microestrutura perlítica de aço baixo carbono (KWIETNIEWSKI & KISS, 2013). Já a morfologia microestrutural permanece bainítica, Figura 12, no entanto, com a ferrita em forma equiaxial, indicando, como na máscara plana, que ocorreu o revenimento da bainita.



**Figura 12.** Micrografias ópticas de 3 pontos das máscaras axiais após os ciclos de forjamento. Nital 2%. Estrutura bainita revenida.

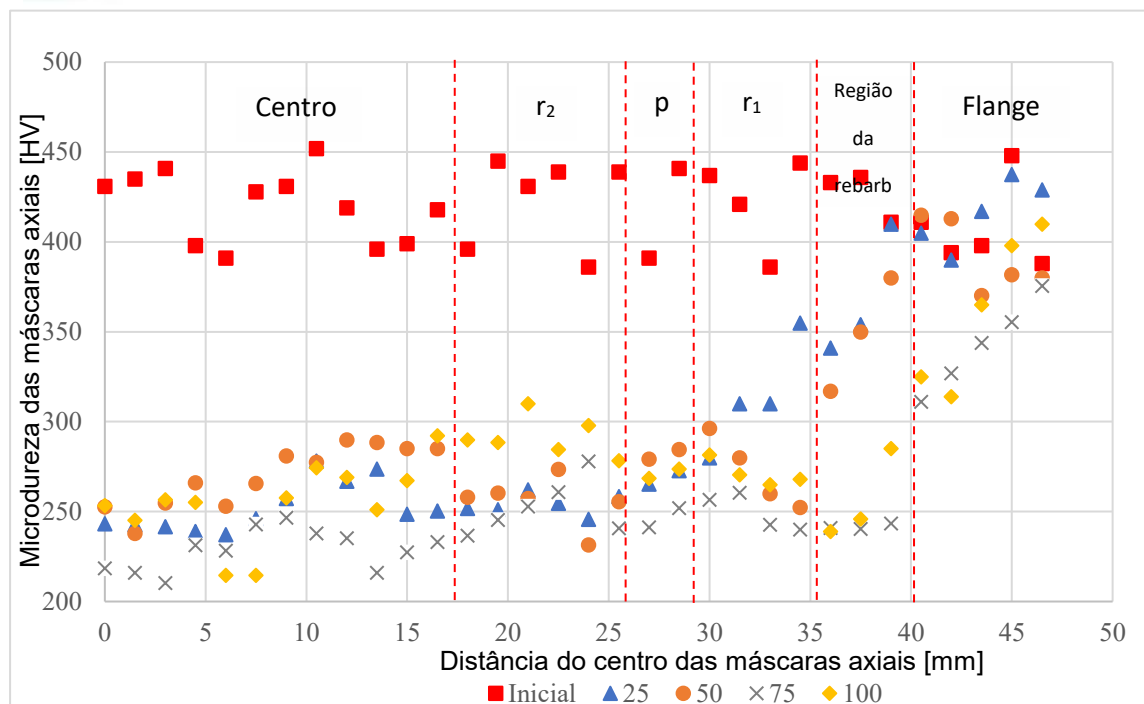
Na Figura 12, posição 2, são mostradas imagens da microestrutura da região da parede (p), nelas é possível observar a mesma formação da posição 1, o que indica o revenimento da bainita ocorreu em todas as regiões da cavidade da máscara.

A Figura 13 mostra que a mesma redução nos perfis de microdureza é observada nas regiões do r1, parede (p) e r2, com os valores oscilando entre 237HV e 310HV. Como mostrado no gráfico, ocorre uma linearidade maior nos perfis de microdureza das máscaras após os forjamentos do que na máscara inicial, que apresenta maiores oscilações.

Na “região da rebarba” os perfis mostram valores maiores, ou seja, reduções menores de dureza em relação a máscara inicial; como essa região é de difícil medição devido ao posicionamento, os perfis de 25 e 50 ciclos apresentam a mesma tendência de redução, enquanto os perfis de 75 e 100 já mostram a redução que ocorre a partir de r1.



Pontos de medição de microdureza nas máscaras axiais



**Figura 13** - Perfil de microdureza Vickers (HV) das máscaras axiais após cada ciclo de forjamento.

Os valores de microdureza na flange, que não entrou em contato com o billet durante os processos de forjamento, permaneceram próximos aos da máscara inicial. No último ponto de medição todas as máscaras apresentaram valores dentro da faixa de microdureza medida na máscara inicial, sendo 429HV para a máscara submetida a 25 forjamentos e 376HV para a máscara de 75 ciclos.

## DISCUSÃO DOS RESULTADOS

O aço boro 22MnB5 utilizado como geratrizes e, posterior fabricação das máscaras metálicas apresentou um perfil de microdureza médio de 184 HV, com limite de escoamento de 412MPa, limite de resistência de 545MPa e alongamento de 24,5%.

Após tratamento térmico, que possibilitou a obtenção da máscara plana, ocorreu um aumento para 843MPa e 1006MPa, respectivamente, já o alongamento reduziu para 11%; a microdureza média encontrada foi de 416HV e a microestrutura formada é bainítica. A espessura não sofreu redução expressiva em nenhuma das regiões analisadas.

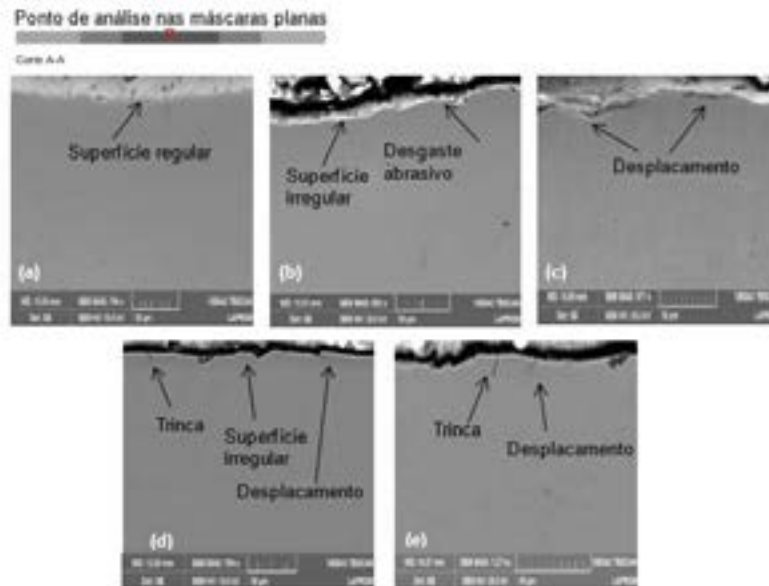
O processo de estampagem a quente foi possível utilizando a geometria com raios da matriz e do punção ( $r_m$  e  $r_p$ ) de 8mm. O perfil de resfriamento mostrou-se semelhante ao do processo de tratamento térmico, resultando em uma microestrutura bainítica com perfil de microdureza indicando um valor médio de 415HV. Em relação a espessura, ocorreram as reduções esperadas em um processo de estampagem por embutimento, chegando a 1,18mm na zona do fundo do copo (centro da máscara).

Nas máscaras planas e as axiais, obtidas pelo processo de tratamento térmico e estampagem a quente, respectivamente, as reduções de espessura apresentam, em geral, os mesmos comportamentos para todos os ciclos de forjamento. Na máscara plana os menores valores foram os da região 1, chegando a 1,22mm; já a máscara axial a maior diferença entre a espessura inicial da máscara e a final foi de 1,18mm para 1,07mm (ciclo de 75 forjamentos).

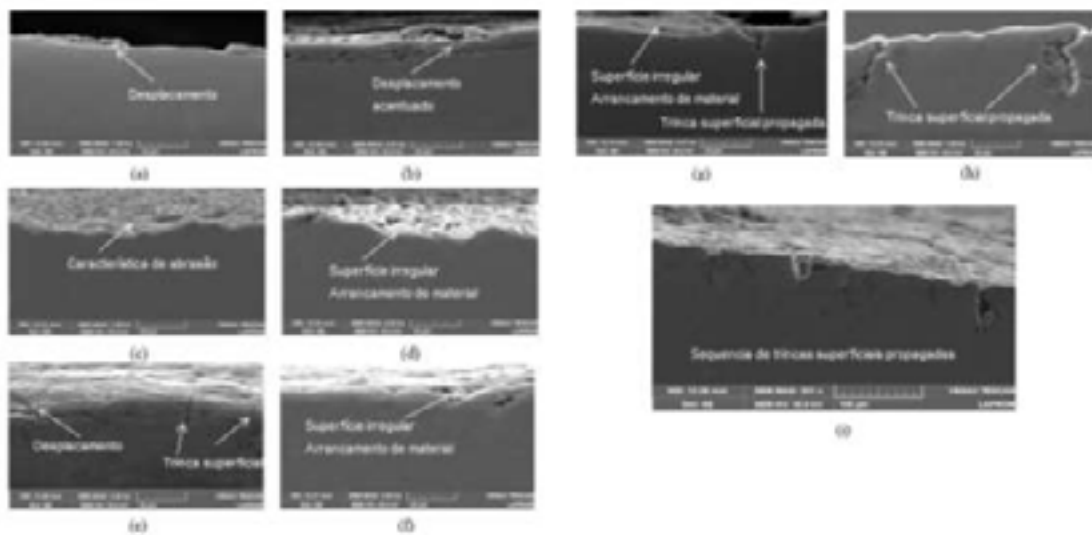
Observou-se que ocorreu expressiva redução nos valores de microdureza nas regiões de contato permanente com os billets tanto nas máscaras planas e quanto nas axiais, sendo, respectivamente, 256 HV e 219HV os menores valores encontrados no ponto central de medição das máscaras. Essa redução é atribuída ao revenimento da microestrutura bainítica das máscaras, oriundo dos longos períodos de tempo de contato com os billets de forjamento em temperaturas acima de 700°C. O revenimento pode ser observado na morfologia microestrutural, caracterizada pela mudança de estrutura da ferrita em forma de ripas para ferrita equiaxial e, ainda, a decomposição da austenita retida para formar uma mistura de ferrita e carbonetos.

Aliando os resultados mencionados às imagens superficiais, com e sem ampliações, com as micrografias obtidas por microscopia eletrônica, observou-se que o amaciamento ocorrido em todas as máscaras contribuiu para a perda da integridade superficial pela atuação de diferentes mecanismos de desgaste. O desgaste abrasivo foi o predominante, causando ranhuras superficiais devido ao arrancamento de material por abrasão. O amaciamento

também levou a deformação plástica das máscaras, acarretando o aparecimento de trincas que se propagam a partir da superfície, demonstrando o desgaste por deformação plástica. Esse desgaste é mais severo nas máscaras axiais submetidas a maiores ciclos de forjamento e causou trincas sequenciais na região do raio (r1), como mostram as Figuras 14 e 15.



**Figura 14.** Micrografias obtidas por microscopia eletrônica (MEV) das superfícies das máscaras planas após cada ciclo de forjamento: (a) Condição inicial; (b) 25; (c) 50; (d) 75 e (e) 100 ciclos de forjamento



**Figura 15.** Micrografias obtidas por microscopia eletrônica (MEV) da superfície dos r2 e r1 das máscaras axiais após cada ciclo de forjamento: (a) e (b) 25; (c) e (d) 50; (e) e (f) 75; e (g), (h) e (i) 100 ciclos..

Considerando as condições dos processos de forjamento as quais as máscaras planas e axiais foram expostas, ambas não apresentaram nenhuma falha que as tornasse inutilizáveis até o ciclo de 100 forjamentos, desta forma, ambas são economicamente viáveis para aplicação industrial.



## CONCLUSÃO

- O processo de tratamento térmico para obtenção da máscara plana, realizado na condição de austenitização a 1100°C por 7 minutos e resfriamento entre matrizes planas, possibilitou a obtenção de uma máscara com elevado limite de escoamento e resistência mecânica, devido a microestrutura bainítica.
- O processo de estampagem a quente para a geometria estudada só é possível com  $r_m$  e  $r_p$  iguais a 8mm. Durante o processo também é obtida microestrutura bainítica.
- O revenimento da bainita resultou no amaciamento das máscaras em todos os casos estudados.
- Nas regiões que permanecem em contato com as peças o amaciamento é mais acentuado.
- Os principais modos de desgaste observados para ambas as máscaras é o desgaste abrasivo e por deformação plástica, observados na região 1 da máscara plana e nos raios da máscara axial para forjamentos maiores que 50 ciclos.

## REFERENCIAS

[1]EUROFORGE. (2019). Fonte: EUROFORGE AISBL. [www.euroforge.org](http://www.euroforge.org).

[2]PEREIRA, M. H.; SOUZA, R. M.; OUZA, T. S. (2016). Desgaste do punção de forjamento a quente – mecanismos de desgaste. XIV Simpósio Internacional de Engenharia Automotiva. São Paulo, Brasil.

[3]OICA. (2020). OICA members represent the global auto industry that drives economic progress. Fonte: [www.oica.net/](http://www.oica.net/)

[4]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, Volume 114: 60-71. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2016.12.010

[5]BEHRENS, B. A.; RUBNER, S.; DEMIR, M. (2008). Conductive heating system for hot sheet metal forming. 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel. Kassel, Germany.

[6]SANTAELLA, M. L. (2013). Thermo-mechanical fatigue of hot forging tool prediction, analysis and optimization methods through six-sigma. Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik - IWT Aachen. Aachen, Germany.

[7]ALTAN, T.; NGAILE G.; SHEN G. (2004). Cold and Hot Forging: Fundamental and Application. Materials Park OH: ASM International, 1st Ed. ISBN: 0871708051.

[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, Volume 16, Issue 4: 845-866. DOI: 10.1016/j.acme.2016.06.001

- [9] ROSENSTOCK, D.; SEGEBADE, E. T.; HIRT, G. (2015). First Experimental and Numerical Study on the Use of Sheet Metal Die Covers for Wear Protection in Closed-Die Forging. *Key Engineering Materials*, Volume 651-653: 266-271. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.266
- [10] YU, 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*, Volume 102, Issues 1-4: 999–1007. DOI:10.1007/s00170-018-03250-4
- [11] GRONOSTAJSKI, Z.; KASZUBA, M.; HAWRYLUK, M.; ZWIERZCHOWSKI, M. (2014) A review of the degradation mechanisms of the hot forging tools. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. Volume 14, Issue 4: 528-539. DOI: 10.1016/j.acme.2014.07.002
- [12] KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. (2010). A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 210, Issue 15: 2130-2118. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.019
- [13] GEORGE, R.; BARDELICK, A.; WORSWICK, M. J. (2012). Hot forming of boron steels using heated and cooled tooling for tailored. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 212, Issue 11: 2386-2399. DOI:10.1016/j.jmatprotec.2012.06.028
- [14] BATALHA, M. E. (2015). Estudo da estampabilidade a quente de aço ao boro em conformação com redução comparada. Dissertação de mestrado. Faculdade de engenharia mecânica - UNICAMP. Campinas, Brasil.
- [15] RODRIGUES, J., & MARTINS, P. (2010). *Tecnologia Mecânica. Volume II - Aplicações Industriais*. Dinterna. Lisboa, Portugal.



# Laminação Transversal por Rolos de Cunho Cruzado (Cross Wedge Rolling)

Juliano de S. da Silva <sup>(1)</sup>

Lírio Schaeffer <sup>(2)</sup>

Emerson Primaz <sup>(3)</sup>

Guilherme O. Goulart <sup>(4)</sup>

Leonardo P. Guinsburg <sup>(5)</sup>

## RESUMO

Atualmente o terminal forjado em aço DIN 41Cr4 possui em sua fabricação as etapas de aquecimento, pré forjamento, forjamento final e rebarbação. Este trabalho sugere a substituição da etapa de pré forjamento por uma etapa de pré formação executada pelo processo de Laminação Transversal por Rolos de Cunho Cruzado. Este processo auxilia na melhor distribuição do material da geratriz dentro da gravura de forja final tendo como objetivo principal reduzir a matéria prima aplicada ao processo de forjamento atual. Os testes foram realizados em âmbito virtual, de simulação numérica computadorizada e os resultados desta substituição apontam uma redução significativa de até 10% de material aplicado por peça forjada.

**Palavras chaves** — Laminação transversal, forjamento a quente, pré formação, pré forjamento, terminal forjado, redução de matéria prima.

## ABSTRACT

Currently, the forged terminal in DIN 41Cr4 steel has in its manufacture the steps of heating, pre-forging, final forging and deburring. This work suggests the replacement of the pre-forging step by a pre-forming step performed by the Cross Wedge Rolling Process. This process helps to better distribute the generatrix material within the final forging engraving with the main objective to reduce the raw material applied to the current forging process. The tests were carried out in a virtual scope, of computer numerical simulation and the results of this replacement show a significant reduction of up to 10% of material applied per forged part.

<sup>(1)</sup> Programa de Pós-graduação em Minas, Metalurgia e Materiais – PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Porto Alegre RS, Brasil. E-mail: fo\_juliano@hotmail.com

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Ing.; Lírio Schaeffer, Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Porto Alegre RS, Brasil. E-mail: Schaeffer@ufrgs.com.br

<sup>(3)</sup> Programa de Pós-graduação em Minas, Metalurgia e Materiais – PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Porto Alegre RS, Brasil. E-mail: emerson.primaz@hotmail.com

<sup>(4)</sup> Programa de Pós-graduação em Minas, Metalurgia e Materiais – PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Porto Alegre RS, Brasil. E-mail: og.guilharme@yahoo.com.br

<sup>(5)</sup> Programa de Pós-graduação em Minas, Metalurgia e Materiais – PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Porto Alegre RS, Brasil. E-mail: leonardopg@gmail.com

**Keywords — Cross Wedge Rolling, hot forging, pre forming, pre forging, forged terminal, raw material reduction.**

## 1. INTRODUÇÃO

O processo de forjamento se destaca na fabricação de produtos de alta complexidade geométrica, agregado a propriedades específicas como elevada resistência mecânica e tenacidade. Porém, o processo de forjamento carrega consigo altos custos de desenvolvimento, entre eles, encontram-se o investimento em maquinário, o custo com energia e principalmente o custo com a matéria prima aplicada aos produtos. Em diversas forjarias é comum encontrar peças com elevado desperdício de material (ex. excesso de rebarba), consumo de energia, além de defeitos como trincas ou falhas de preenchimento, problemas como estes, em muitos casos, são causados por projetos de produto ou processo deficiente, sem análise criteriosa de parâmetros e sem qualquer embasamento teórico e científico [1].

Durante um longo período os processos de conformação mecânica de metais, apesar de sua extensa aplicação na indústria, foram e muitos ainda são, baseados em técnicas experimentais. Com o desenvolvimento tecnológico da computação tornou-se viável a utilização de soluções numéricas computadorizadas como ferramentas de otimização de características de produto e processos [2]. O modelamento matemático em CAD e a simulação numérica computadorizada fornecem muitas informações sobre o processo de forjamento como força exercida pela máquina e fluxo de material em diferentes estágios permitindo também otimização da bitola da matéria prima e até mesmo redução da espessura de rebarba [3].

No desenvolvimento do ferramental de forjamento pode-se projetar a partir do modelo do produto forjado, todas as etapas resultantes do processo de conformação. Tais etapas, geratriz, pré-forma, pré-forja e forja estão ilustradas na Figura 1 e facilitam o desenvolvimento projeto.



Figura 1 - Etapas do processo de forjamento [4]

O desenvolvimento do processo de conformação normalmente é iniciado pela etapa de forjamento final, pois informações importantes para o processo podem ser obtidas a partir do modelamento do produto final forjado. O volume do produto final permite calcular o peso da geratriz, bem como as seções ao longo do produto, podem definir a bitola da mesma a ser utilizada no processo [5]. Para determinar o volume da geratriz “Vg” é necessário conhecer o volume do produto forjado “Vp”, adicionar o volume

da rebarba “Vr” e em casos de forjamento a quente somar o volume das perdas por oxidação “Vper”. O volume das perdas por oxidação pode chegar a 5% do volume do produto [1]. A equação 1 mostra como determinar o volume da geratriz “Vg” [1].

$$Vg = Vp + Vr + Vper \quad \text{Eq. (1)}$$

A matéria prima aplicada ao processo de forjamento é responsável por um percentual significativo do custo do produto, por esta razão a pré-formação ideal é essencial para redução da mesma. O objetivo da pré formação, assim como o do pré forjamento é alcançar a máxima proximidade da forma final do produto com uma boa distribuição do material, reduzindo a força de forjamento, evitando dobras e garantindo o correto preenchimento na gravura final de forjamento, por consequência, aumentando a vida útil da ferramenta [6]. Dentro das possíveis maneiras de obter uma pré-formação ideal o processo de laminação transversal pode ser uma maneira eficaz de distribuir o material da geratriz de forma facilitar o preenchimento das cavidades nas operações subsequentes. Na Figura 2 é possível verificar o uso da matéria prima aplicada no processo de forjamento. A inserção da etapa de pré-formação laminada, reduz significativamente o consumo de matéria prima. O projeto de uma pré-forma pode ser realizado através do método de distribuição das secções, que leva a aproximações razoáveis da forma final ou ainda ser auxiliados por testes em sistemas de simulação numérica [7].



Figura 2 - Matéria prima aplicada sem e com pré-forma laminada [6]

A laminação por rolos consiste em forçar o material aquecido a passar por entre rolos e ou cilindros separados entre si por uma distância menor que o diâmetro do material a ser laminado. Na laminação transversal Figura 3 os rolos giram no mesmo sentido um ao outro [8].





Figura 3 - Laminação Transversal [6]

A técnica de Laminação Transversal por Rolos de Cunha Cruzada (*CWR*) é um processo de conformação usado na fabricação de pré-formas para forjados no qual o material é deformado por rolos cilíndricos segmentados em formato de cunha cruzada Figura 4. O processo é realizado a temperaturas elevadas para diminuir as forças de deformação do material deformado [9].

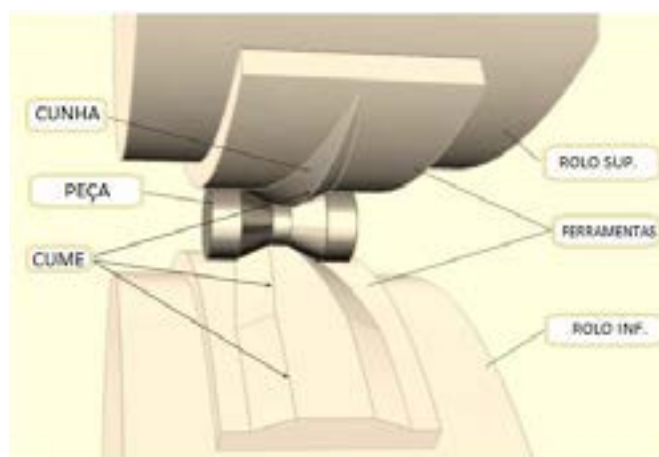


Figura 4 - Laminação Transversal por Rolos de Cunha Cruzada (CWR) adaptado de [10]

O ferramental de Laminação Transversal por Rolos de Cunha Cruzada é composto por quatro zonas bem definidas Figura 5 mostra estas zonas, e também é possível observar os principais parâmetros de um ferramental que são: ângulo de formação  $\alpha$ , ângulo de espalhamento  $\beta$  e redução relativa  $\delta$  [11], [12] e [13].

$$\delta = d_0/d \text{ [-]} \quad \text{Eq. (2)}$$

Onde:  $d_0$  =diâmetro inicial da geratriz a ser laminada  
 $d$ = diâmetro após laminação

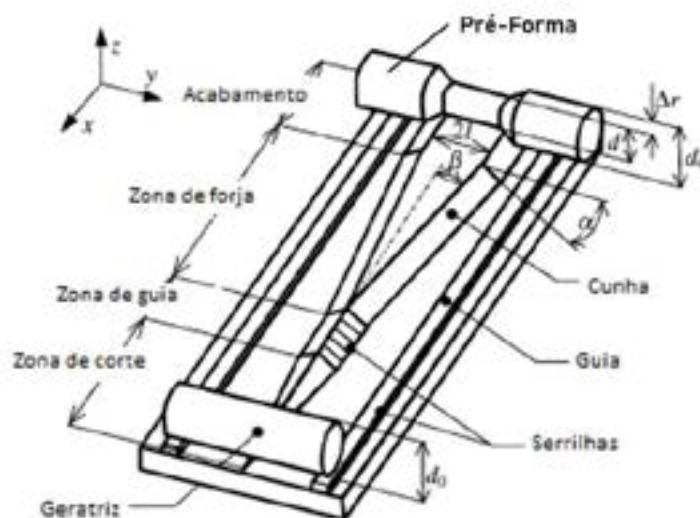


Figura 5- Zonas e parâmetros de uma ferramenta, adaptado de [11]

Menores valores de ângulo de formação ( $\alpha$ ) auxiliam a redução do desgaste do ferramental, já a variação do ângulo de espalhamento ( $\beta$ ) não impõe grande influência ao desgaste do ferramental, mas valores maiores deste ângulo, desgastam mais comparado a valores pequenos [14]. Alguns autores correlacionam o coeficiente de atrito ( $\mu$ ) para auxiliar no cálculo dos ângulos  $\alpha$  e  $\beta$  [15] [16]. Sendo que os valores de  $\mu$  podem variar entre  $\mu$  0,3 e 0,5 [17].

$$\text{sen}\beta = 0,09 \frac{\mu}{\text{sen}\alpha} [-] \quad \text{Eq. (3)}$$

$$\mu \geq \frac{1}{2} \sqrt{\left(1 + \frac{d}{dw}\right)(C^2 + 2C)} [-] \quad \text{Eq. (4)}$$

Onde  $dw$  – Diâmetro do rolo de laminação [mm]

$d$  – Diâmetro da geratriz [mm]

$C$  – Parâmetro calculado pela equação [-]

$$C = \frac{1}{d} \pi \tan \alpha \tan \beta \kappa e [d + 0,62(d_0 - d)] [-] \quad \text{Eq. (5)}$$

Onde ( $0 < \kappa e < 1$ ), para fins práticos  $\kappa e = 1$  [-]

Porém, na prática o valor do coeficiente de atrito  $\mu$ , pode variar de acordo com uma série de fatores, entre eles temperatura da geratriz, temperatura do rolo, acabamento da usinagem deixado na face do rolo, entre outros [18]. O baixo coeficiente de atrito  $\mu$ , pode ocasionar em defeitos como *Squaring* que é o achatamento do material devido ao escorregamento da peça em relação as ferramentas. Este escorregamento ocorre quando a força tangencial da ferramenta em relação a peça é superior a força de atrito entre a peça e a ferramenta [19]. Para simulação numérica computacional do processo de Laminação Transversal por Rolos de Cunha Cruzado pode-se utilizar além do modelo de Coulomb outros modelos para definição de atrito, entre eles Siebel, Levanov. Na série de estudos de simulação numérica realizados em Lublin University of Technology, Zbigniew Pater considerou o fator de atrito entre peça e ferramenta constante, utilizando lei de fricção conforme Levanov, assumiu para todos os casos estudados o fator de atrito  $m=1$  [20]. Um recurso muito utilizado para reduzir o problema de *Squaring* é a criação de serrilhas nas laterais do rolo de laminação. Serrilhas, são pequenos sulcos realizados ao longo das faces de contato entre o rolo e a peça que auxiliam a aderência do material principalmente no início da rolagem.

Projetar o ferramental para processo de Laminação Transversal por Rolos de Cunho Cruzado é bastante complexo e montar o processo inteiro no âmbito de simulação computacional numérica ainda é um desafio para os engenheiros, porém acredita-se que a realização desta prática venha a melhorar a eficiência no desenvolvimento deste processo [18]

Elementos finitos utilizados nos processos de conformação mecânica são construídos a partir das equações de derivadas parciais que caracterizam os equilíbrios quase estático ou dinâmicos [21]. Todo projeto desenvolvido com auxílio de simulação numérica (CAE) tem início na etapa de construção de um modelo geométrico em (CAD). Para garantir o funcionamento do projeto o modelo geométrico criado precisa ser tratado antes de ser submetido ao software de simulação, o objetivo final é gerar uma malha (*mesh*), um modelo discretizado que será utilizado pelo software para resolver equacionamentos da física apropriados ao modelo em questão.

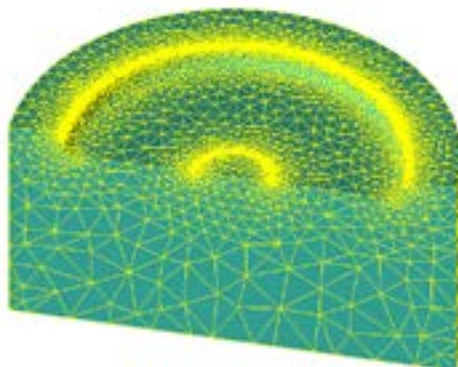


Figura 6 - Malha para ferramental

## 2. MÉTODOS E PROCEDIMENTOS

O terminal forjado possui aplicação no conjunto nivelador do sistema de levante de tratores e máquinas agrícolas, é um componente com peso final de 4,130kg Figura 7. Atualmente o mesmo é produzido partindo de uma geratriz de aço DIN41Cr4, Tabela 1, diâmetro Ø50,80mm x 349,7mm de comprimento, resultando em 5,550kg.



Figura 7 – Terminal Forjado sem rebarba

Tabela 1 - Composição Química do Aço DIN 41Cr4 [22]

DIN	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Outros
1.7035	0,38	0,15	0,50	0,035	0,035	---	0,90	---	---
41Cr4	0,45	0,40	0,80				1,20		

As etapas do processo atual de forjamento do Terminal Forjado são: Corte da matéria prima Figura 8(a), aquecimento da geratriz cortada, pré forjamento da geratriz aquecida Figura 8(b), forjamento final Figura 8(c) e rebarbação à quente separando a peça forjada Figura 8(d), da rebarba Figura 8(e).

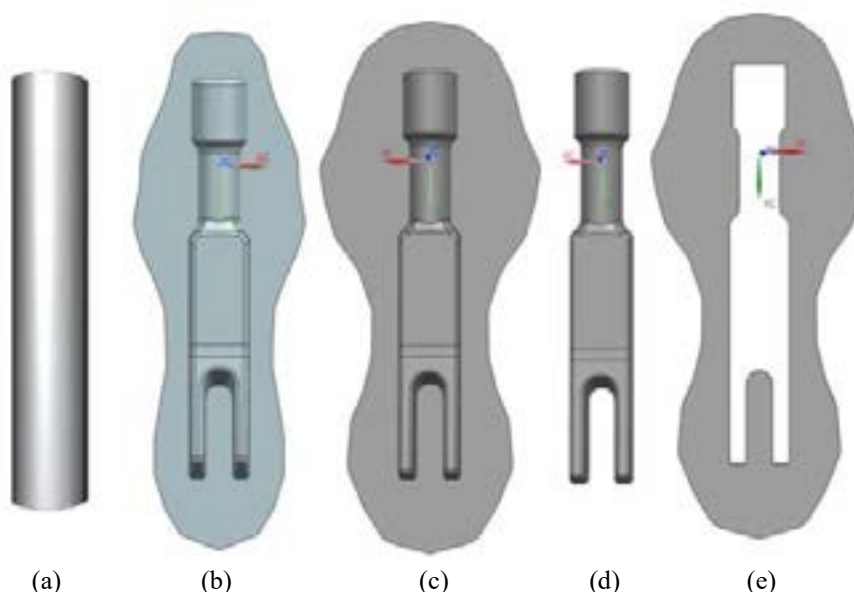


Figura 8 - Geratriz (a), pré-forja com rebarba(b), forja com rebarba (c), forja sem rebarba(d) e rebarba (e)

As etapas de pré forjamento e forjamento final, do processo atual de forjamento do Terminal Forjado, foram submetidas ao ambiente de simulação numérica computadorizada. Os resultados das forças encontradas no processo físico em comparação aos resultados das forças encontradas no processo simulado encontra-se na Tabela 2.

Tabela 2 - Processo simulado x processo físico (real)

Processo simulado			
	Pré Forjamento	Forjamento	Cap. Da prensa
Temp. da Geratriz	1175 °C	1170 °C	16000 kN
Espessura de Rebarba	2,0 mm	2,0 mm	
Força max. na etapa	9770 kN	11820 kN	
Processo Físico (real)			
	Pré Forjamento	Forjamento	Cap. Da prensa
Temp. da Geratriz	1175 °C	1170 °C	16000 kN
Espessura de Rebarba	2,0 mm	2,0 mm	
Força max. na etapa	10163 kN	12238 kN	

Os dados para realização da Simulação numérica computadorizada do processo atual de forjamento estão descritos na Tabela 3 .

Tabela 3 - Dados de entrada para simulação numérica

Dados da simulação	Geratriz	Ferramentas
Material	DIN 41Cr4	AISI H13
Densidade ( $\rho$ )	7,85kg/cm <sup>2</sup> [45]	7,87kg/cm <sup>2</sup> [45]
Condutibilidade térmica ( $\lambda$ )	46,6W/m.K [45]	29,1W/m.K [45]
Calor específico ( $C_p$ )	486kg.K [45]	486J/kg.K [45]
Temperatura no Início do forjamento (T)	1175°C	170°C
Fator de atrito (m)	0,35	
Força máxima da prensa (F)	16000kN	
Velocidade da prensa (v)	3,76 mm/min-1	

## 2.1. Desenvolvendo etapa de pré formação por Laminação Transversal por Rolos de Cunho Cruzado

Inicialmente dividiu-se o produto forjado somado a rebarba em secções equidistantes de 15mm, Figura 9, em seguida analisou-se o valor da área encontrada em cada secção definida. Com este valor calculou-se o valor do diâmetro equivalente da geratriz em cada secção.

$$Ap = Ag \quad \text{Eq. (6)}$$

$$Ag = \frac{\pi d^2}{4} \quad \text{Eq. (7)}$$

$$d = \frac{\sqrt{Ag \cdot 4}}{\pi} \quad \text{Eq. (8)}$$

Onde  $Ap$ = Área da secção transversal do produto [mm<sup>2</sup>]

$Ag$ = Área da secção transversal da geratriz [mm<sup>2</sup>]

$d$ = Diâmetro da geratriz [mm]

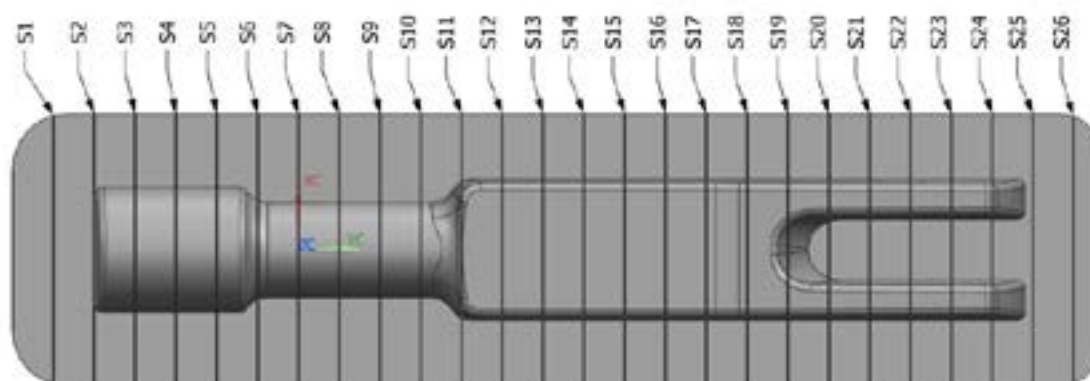


Figura 9 - Produto + rebarba e secções pré definidas

Com os valores dos diâmetros equivalentes calculados e a distância pré definida das secções esboçou-se a pré forma ideal para o produto forjado Figura 10.





Figura 10 - Pré forma ideal para o produto forjado

Por fim ajustou-se a pré forma Figura 11, a uma condição viável à fabricação Laminação Transversal por Rolos de Cunho Cruzado considerando apenas uma redução significativa e diminuindo-se o peso total.



Figura 11 - Redução significativa da pré-forma

Para iniciar o projeto do ferramental de laminação inicialmente deve-se considerar qual o tipo de máquina laminadora que será utilizada, pois estas informações são necessárias para definir o escopo do ferramental. Para este caso a máquina utilizada é um rolo de laminação transversal modelo Smeral ULS 55, segundo manual da máquina algumas dimensões são dadas [18]:

- Diâmetro da matéria prima a ser rolada ( $d_0$ )	15 a 60mm
- Máximo comprimento da matéria prima	250mm
- Máximo comprimento após rolamento	400mm
- Máxima redução da secção em uma formação ( $\Delta s$ máx.)	75 a 78%
- Máxima redução da secção em duas formações ( $\Delta s$ máx.)	86%
- Diâmetro dos rolos da máquina	600mm
- Largura dos rolos	400mm
- Velocidade dos rolos (n)	10, 11, 13 e 15rpm
- Distância ajustável entre as superfícies dos rolos	50 a 75mm
- Potência do motor	60/40 kVA

Considerando a máxima redução da secção permitida pelo fabricante, deve-se calcular a redução da secção na pré-forma projetada. A Equação 8 é sugerida pelo fabricante do equipamento expressa o valor de redução da pré-forma [18].

$$\Delta s = \left( \frac{d_0^2 - d^2}{d_0^2} \right) \times 100 = [\%] \quad \text{Eq. (9)}$$

Considerando os valores projetados e expressos na Figura 12.



Figura 12 - Redução significativa

Tem-se

$$\Delta s = \left( \frac{50,80^2 - 35^2}{50,80^2} \right) \times 100 = 52,53\%$$

O fabricante do equipamento sugere ângulo de espalhamento  $\beta$  com valores entre  $5,0^\circ$  e  $10^\circ$  e ângulo de formação  $\alpha$  com valores entre  $20^\circ$  e  $30^\circ$  Figura 13. Os valores encontrados neste experimento ficaram conforme especificações sendo  $\beta$  igual  $6,0^\circ$  e  $\alpha$  igual a  $22^\circ$ .

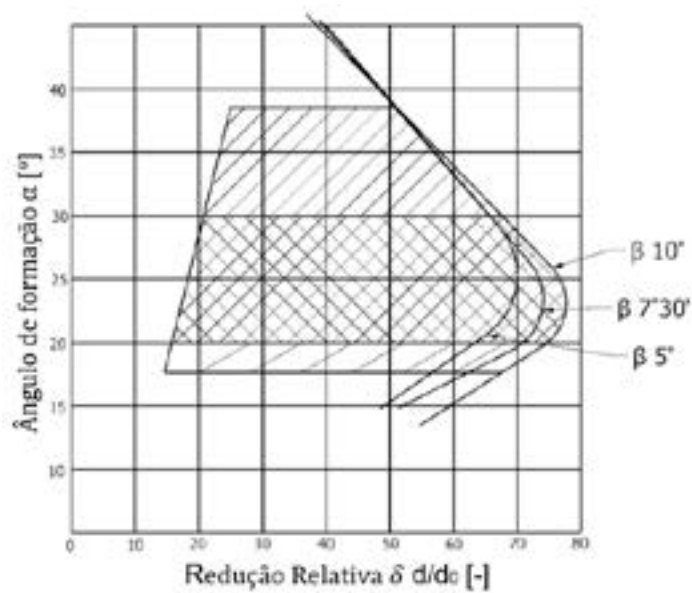


Figura 13 - Ângulos  $\alpha$  e  $\beta$  em relação a  $\delta$  adaptado de [18]

Deve-se calcular também deve-se calcular os comprimentos de avanço inicial  $l_1$  e comprimento de abertura da redução  $l_2$  como ilustra a Figura 14.

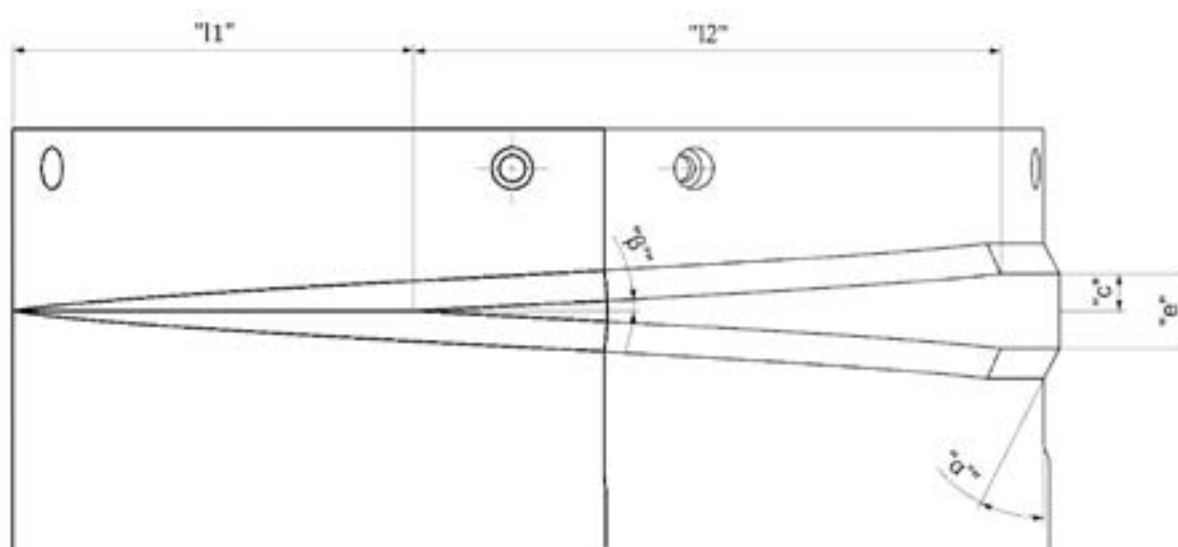


Figura 14 - Simbologia de referência para projeto

Para a variável  $l_1$  tem-se [18]

$$l_1 = \frac{a}{\text{tg} \alpha \cdot \text{tg} \beta} \text{ [mm]} \quad \text{Eq. (10)}$$

Para encontrar-se a incógnita “a” citada na equação 11[18]

$$a = h + (1,5 \text{ até } 2)[mm] \quad \text{Eq. (11)}$$

Para encontrar-se a incógnita “h” citada na equação 12 [18]

$$h = \frac{d^0 - d}{2} [mm] \quad \text{Eq. (12)}$$

Para l2 tem-se [18]:

$$l2 = \frac{c}{\text{tg } \beta} [mm] \quad \text{Eq. (13)}$$

Onde “c” é a metade do valor da largura “e” abertura da redução relativa (região conformada), ilustrado na Figura 14

Para a redução significativa ilustrada na Figura 12 com diâmetro inicial de 50,8mm para diâmetro após laminação de 35mm tem-se os valores.

$$h = \frac{50,8 - 35}{2} = 7,9mm$$

$$a = 7,9 + (1,75) = 9,65mm$$

$$l1 = \frac{9,65}{\text{tg}22 \cdot \text{tg} 6,0} = 227,25mm$$

$$l2 = \frac{22,45}{\text{tg} 6,0} = 213,59mm$$

2.2. Simulação computacional do processo de forjamento, substituindo etapa de pré forjamento por pré formação laminada

A Figura 15 mostra o comparativo entre as etapas do processo atualmente utilizado no forjamento do Terminal Forjado, com as etapas do processo de forjamento proposto, onde será substituída a etapa de pré forjamento, por etapa de pré formação laminada para que seja possível reduzir a quantidade de matéria prima aplicada ao produto forjado

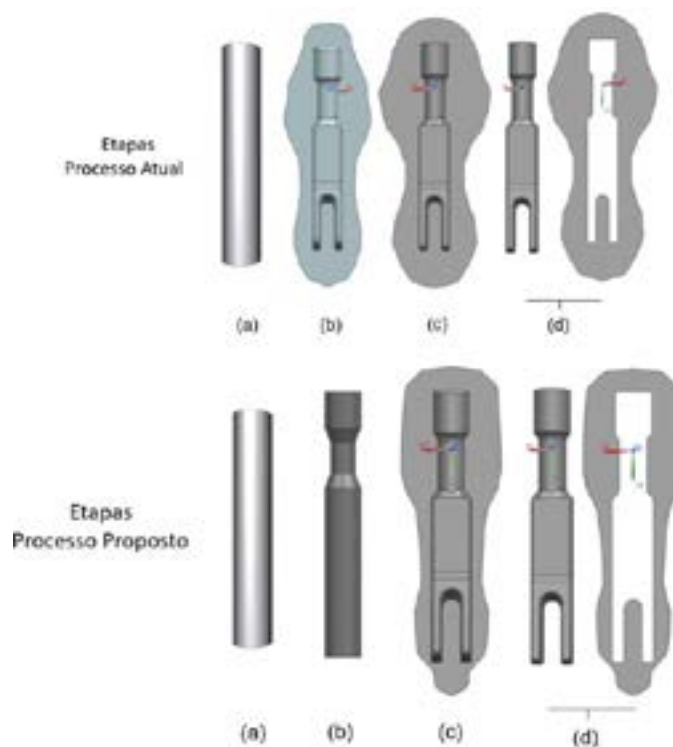


Figura 15 - Comparativo das etapas dos processos

Para simulação computacional do processo de Laminação Transversal por Rolos de Cunho Cruzado considerou-se os seguintes parâmetros de entrada Tabela 4.

Tabela 4 - Parâmetros de entrada para simulação do processo de Laminação

Dados da simulação	Geratriz	Ferramentas
Material	DIN 41Cr4	AISI H13
Dimensão	Ø50,8x349mm	Ø600x400mm
Densidade ( $\rho$ )	7,85kg/cm <sup>3</sup> [45]	7,87kg/cm <sup>3</sup> [45]
Condutibilidade térmica ( $\lambda$ )	46,6W/m.K [45]	29,1W/m.K [45]
Calor específico (Cp)	486kg.K [45]	486J/kg.K [45]
Temperatura no Início do forjamento (T)	1175°C	100°C
Fator de atrito (m)	1,0	
Velocidade de giro dos rolos (v)	15 rpm	
Ângulo de espalhamento $\beta$	6°	
Ângulo de formação $\alpha$	22°	

Com os valores acima mencionados a simulação numérica, apresentou que as forças de atrito foram inferiores as forças tangencias de conformação gerando o problema de *Squaring* Figura 16.

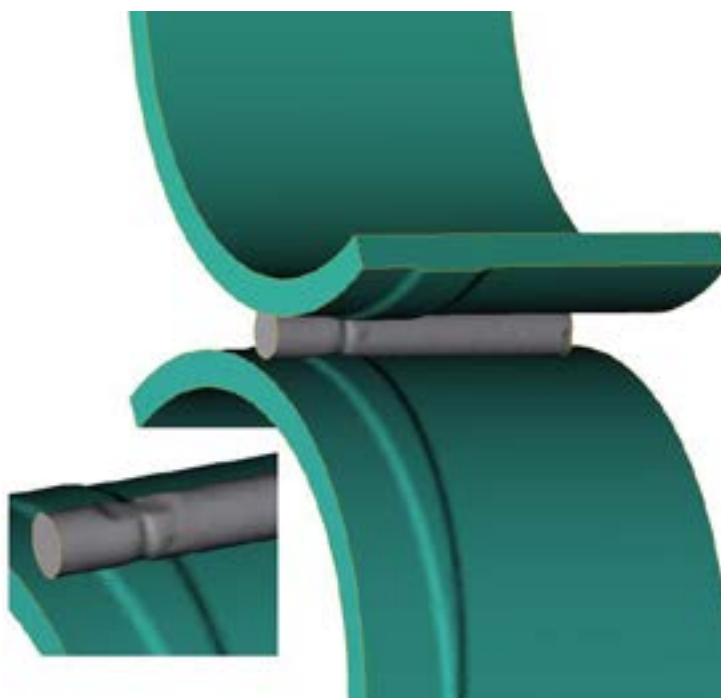


Figura 16 - Geratriz com amassamento (*Squaring*)

Para a solução deste problema adicionou-se ao projeto dos rolos laminadores, serrilhas, Figura 17 pequenos sulcos nas laterais da ferramenta, que na prática geralmente são realizadas por ferramenteiros experientes, que utilizam ferramentas rotativas manuais. As serrilhas servem para aumentar a aderência entre o rolo e a geratriz a ser laminada.



Figura 17 - Serrilhas

Após a adição das serrilhas aos modelos dos rolos laminadores, a simulação apresentou resultados satisfatórios para o processo Figura 18.



Figura 18 - Resultado da simulação com Atrito + Serrilhas



Em sequência ao processo de Laminação simulou-se o processo de forjamento final com a pré-forma resultante do processo de Laminação Transversal por Rolos de Cunho Cruzado Figura 19(a) mostra o posicionamento da geratriz laminada na gravura de forja, já a Figura 19(b) mostra a resultante do processo de forjamento. A força exercida neste processo e forjamento está expresso na Tabela 5.

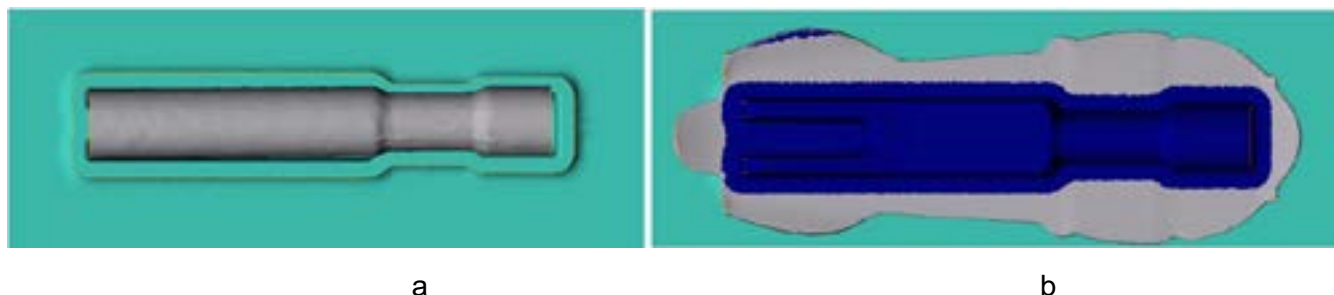


Figura 19 - Forjamento com pré-forma laminada

Tabela 5 - Dados forjamento após Laminação

Processo simulado			
	Pré Forjamento	Forjamento	Cap. Da prensa
Temp. da Geratriz	1175 °C	1170 °C	16000 kN
Espessura de Rebarba	2,0 mm	2,0 mm	
Força max. na etapa	9770 kN	11980 kN	

### 3. Resultados e Discussões

Quando observado os resultados obtidos na primeira etapa da simulação, Tabela 2, onde simulou-se a situação atual de pré forjamento e forjamento, nota-se que as forças obtidas na simulação numérica computacional ficaram próximas a média das forças reais encontradas na prática (forjamento físico). A Tabela 6 mostra a diferença em percentual destes valores. Estes resultados servem de subsídio para validar a simulação numérica computacional do processo onde substitui-se a etapa de pré forjamento por uma etapa de pré formação.

Tabela 6 - Diferença percentual Simulado x Físico

	Pré forjamento	Forjamento final
Simulação Computacional	9770 kN	11820 kN
Processo Físico (média)	10162,8 kN	12237,6 kN
Diferença - Percentual	4%	3,5%

Ainda não se realizou o processo físico de Laminação Transversal por Rolos de Cunho Cruzado, mas tendo em vista o processo simulado percebe-se que o atrito entre ferramenta e geratriz deve ser incrementado por meio de serrilhas ao longo da lateral da ferramenta. Em relação ao objetivo do estudo a simulação numérica computacional mostra que com o processo de Laminação Transversal por Rolos de Cunho Cruzado é possível reduzir o peso da geratriz utilizada em 10% considerando o valor atual.

#### 4. Conclusões

A realização deste trabalho permite demonstrar a importância do processo de simulação numérica integrado ao sistema CAD no ambiente de engenharia de forjamento. O conhecimento prático das etapas do processo de forjamento acoplado ao poder atual dos softwares de simulação computacional numérica podem render bons resultados para tomada de decisões estratégicas de uma forjaria.

A análise do processo atual (sem laminação) em comparação ao processo proposto com Laminação Transversal por Rolos de Cunho Cruzado em âmbito virtual de simulação numérica computadorizada, apresentou uma redução na matéria prima aplicada no forjamento do Terminal Forjado de 0,500 gramas por peça. Isso equivale a 10% do peso atual utilizado. Os testes práticos precisam ser realizados para comprovar os resultados encontrados e avaliar outros atributos como qualidade do produto final forjado e vida útil do ferramental de forjamento.

## REFERENCIAS

- [1] – BRITES, F. **Desenvolvimento integrado de produto para forjamento**. Dissertação de Mestrado. UFRGS, 2009.
- [2] – MORENO, M. Desenvolvimento e implementação de metodologia de otimização da geometria do blank em processos de conformação de chapas metálicas. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo, 2000.
- [3] – SATISH, G. D.; SINGH, N. K.; OHDAR, R. K. **Preform optimization of pad section of front axle beam using**. Journal of materials processing technology, v. 203, n. 1-3, p. 102-106, 2008.
- [4] – SCHAEFFER L. **Possibilidades para aumentar produtividade**. Apostila de treinamento em forjamento. UFRGS, Rio Grande do Sul, 2013
- [5] – ALTAN, T.; SOO-IK OH; HAROLD, G.L. **Conformação de metais**. Fundamentos e aplicações. Tradução de Reginaldo Teixeira Coelho. EESC/USP, 1999.
- [6] – LASCO UMFORMTECHNIK. 2012. Disponível em: <[https://www.lasco.de/umformtechnik/media/archive2/technische\\_informationen/QuerkeilundReckwalzen\\_2012\\_E.pdf](https://www.lasco.de/umformtechnik/media/archive2/technische_informationen/QuerkeilundReckwalzen_2012_E.pdf)>. Acesso em 22 jul. 2019
- [7] – BRITO, A.M.G. et al. Processo de obtenção de pré-formas na produção de forjados em matriz. Revista Ferramental, p. 15-21, 2009.
- [8] – OLIVEIRA, F. A. M.; BIDÁ G. A. **Engenharia de Forjamento**. Apostila de Treinamento ABM, p 53, 2013.
- [9] – PATER, Z. **A study of cross wedge rolling process**. Journal of materials processing technology, v. 80, p. 370-375, 1998.
- [10] – HUANG, H. et al. **Initial billet temperature influence and location investigation on tool wear in cross wedge rolling**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology v. 79, n.9-12, p. 1545-1556, 2015.
- [11] – PATER, Z. **Tools optimisation in cross wedge rolling**. Journal of materials processing technology, v. 138, n. 1-3, p. 176-182, 2003.
- [12] – SILVA, M. L. N.; PIRES, G. H.; BUTTON, S. T. **Damage evolution during cross wedge rolling of steel DIN 38MnSiV5**. Procedia Engineering, v. 10, p. 752-757, 2011.
- [13] – PATER, Zbigniew; TOMCZAK, Janusz; BULZAK, Tomasz. Rapid estimation of ductile crack formation in cross-wedge rolling. journal of materials research and technology, v. 9, n. 6, p. 14360-14371, 2020.
- [14] – ZHOU, J. et al. **Influence of tool parameters on tool wear in two roll cross wedge rolling**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 65, n. 5-8, p. 745-753, 2013.
- [15] – FU, X. P.; DEAN, T. A. **Past developments, current applications and trends in the cross wedge rolling process**. International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 33, n. 3, p. 367-400, 1993.
- [16] – LOVELL, Michael R. **Evaluation of critical interfacial friction in cross wedge rolling**. J. Trib., v. 123, n. 2, p. 424-429, 2001.
- [17] – HAYAMA, Masujiro. **Optimum working conditions in the cross rolling of stepped shaft**. Journal of Mechanical Working Technology, v. 3, n. 1, p. 31-46, 1979.
- [18] – VÁCLAV HLADKÝ. **Wedge Cross Rolling Process In practice**. Manual Smeral Works.
- [19] – BUTTON, Sérgio Tonini; GENTILE, Fernando Cesar. **Estudo do processo de Cross-Wedge Rolling para a produção de eixos escalonados com aços microligados**. Trabalho apresentado no XXI Senafor, Gramado, RS. 23 e 24/10/2001,
- [20] – PATER, Z. **Cross-Wedge Rolling**. Comprehensive materials processing, v. 3, p. 211-279, 2014.
- [21] – OSCAR BALANCIN. **Simulação Física do Processamento Termomecânico Industrial**. Universidade Federal de São Carlos 2015. Disponível em: <http://www.dema.ufscar.br/termomec/index.php/simulacao-numerica/fundamentos-de-simulacao-numerica>. Acesso em 18 fev. 2020
- [22] – AMARAL. L. **Preparação de Modelos para geração de malhas**. <https://www.esss.co/blog/preparacao-de-modelos-para-geracao-de-malhas>. Acesso em 16 abr. 2020



## 40<sup>th</sup> SENAFOR

24<sup>th</sup> International Forging Conference

23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 7<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

Centro de Eventos do Hotel Continental - Porto Alegre/RS

October 13-15, 2021

# Rigidez de prensa de tornillo. Determinación experimental a su aplicación en simulaciones de forjado con precisión mejorada

Nazareno Antunez <sup>(1,2)</sup>

Germán R. Abate <sup>(1,2)</sup>

Alejandro E. Simoncelli <sup>(1,2)</sup>

Daniela J. Perez <sup>(1,2)</sup>

Vitaliy Martynenko <sup>(1,2)</sup>

Antonio J. Sánchez Egea <sup>(3)</sup>

Daniel Martínez Krahmer <sup>(1,2)</sup>

## ABSTRACT

Existen productos forjados de fabricación compleja caracterizados por la elevada resistencia del material, la existencia de secciones delgadas y/o por límite de capacidad en las prensas disponibles. La literatura disponible se ha centrado en el tipo de pieza, el material y los parámetros de proceso, pero poco sobre las máquinas principales. Dadas las elevadas cargas que suceden durante los procesos de forja, las estructuras de estas máquinas, si bien ampliamente dimensionadas, sufren deformaciones, pudiendo ser sobrecargadas y como consecuencia provocar fisuras que las debiliten. Sin embargo, son muy pocas las máquinas instrumentadas para determinar fácilmente esos límites mecánicos de la prensa. Este trabajo propone una metodología sencilla para establecer la capacidad y la rigidez de una prensa de tornillo, mediante ensayos experimentales de recalado realizados a temperatura ambiente. A partir de los valores de rigidez obtenidos y contrastados con la literatura especializada, se pretende modificar el valor utilizado en el modelo de simulación computacional, que habitualmente considera a las máquinas como indeformables. De este modo, se puede visualizar la influencia de la deformación de la prensa en el proceso de conformado de la pieza, principalmente en la medida final. En consecuencia, las empresas forjadoras podrán obtener resultados de simulación más ajustados, en piezas que demanden cargas cercanas al límite de capacidad de sus equipos.

**Keywords** — Prensa de tornillo, rigidez, ensayo de compresión, simulación computacional.

<sup>(1)</sup> Departamento de Procesos de Mecanizado y Conformado, INTI, Argentina

<sup>(2)</sup> Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Argentina

<sup>(3)</sup> Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad Politécnica de Cataluña, España

## 1. INTRODUCTION

Contemplando la complejidad del proceso de forja [1], podemos enumerar cuatro factores cruciales para lograr un procedimiento eficiente: la geometría a forjar [2]-[7], las matrices [8]-[12], los parámetros de proceso [13]-[17] y el equipo principal de forja [18]-[20]. Mucha literatura se ha publicado sobre los tres primeros factores. Por ejemplo, la investigación sobre la geometría a forjar se centró en describir cómo las preformas y las propiedades mecánicas pueden afectar el desempeño del proceso de conformado. Por lo tanto, un diseño / configuración adecuados de la muestra puede mejorar la eficiencia de este proceso de trabajo del metal y disminuir los gastos de fabricación. Sobre la matricería, la literatura convergió en describir y analizar cómo diferentes tratamientos superficiales pueden mejorar la vida útil de las matrices. Además, el desgaste de la herramienta y las fuerzas laterales son variables importantes a analizar con el propósito de mejorar la eficiencia del conformado de las piezas forjadas. En tanto que, la literatura referente a los parámetros operacionales analiza el tipo de carga de compresión, la temperatura de precalentamiento, la lubricación, el espesor del material, el efecto de recuperación elástica, y la temperatura de forja entre otros.

Sin embargo, se ha prestado menos atención a la reorganización de los equipos / máquinas existentes mediante la mejora de las capacidades del proceso para seguir utilizándolos. En particular, Simoes et al. [18] utilizó un enfoque numérico para estimar la carga de forja para deformar cualquier material. Para hacer eso, conectaron una celda de carga en la máquina de la prensa para registrar las fuerzas de conformado en la prensa. Además, la simulación numérica la predicción de las fuerzas de forja y la energía asociada durante las diferentes etapas del forjado juegan un papel importante. De esta manera, los valores de energía y carga excéntrica se pueden estimar para seleccionar correctamente la prensa para forjar una muestra compleja [20]. En resumen, debido al requisito de conformar piezas de gran complejidad, es necesario tener en cuenta las condiciones estructurales de la prensa convencional para conocer sus capacidades

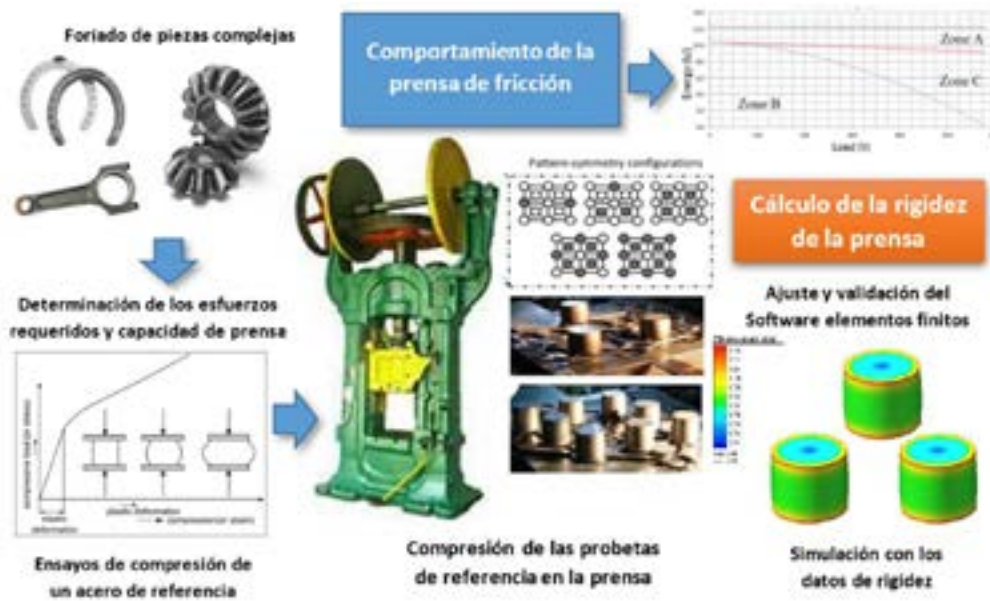
Siguiendo este tema de investigación, el presente estudio inicia con un método rápido para estimar la energía bruta disponible y la carga máxima de forja, basada en una calibración previa con ensayos de compresión, para forjar en frío diferentes cantidades de muestras con configuraciones de patrón de simetría. Para luego estimar de forma teórica los valores de rigidez de la máquina en función de la energía entregada medida y la deformación final de las piezas. Finalmente, se realizaron simulaciones computacionales de los ensayos previamente desarrollados en forma práctica, donde se compararon los resultados obtenidos utilizando prensas indeformables (forma típica de simulación) y prensas con los valores de rigidez calculados al inicio del trabajo a fin de verificar la congruencia con los resultados empíricos, el nivel de influencia de la deformación de la prensa en el proceso de simulación y los riesgos existentes en este tipo de prácticas.

## 2. METODOLOGÍA

Para el siguiente estudio se utilizaron probetas de acero comercial SAE 1030 y se extrajeron sus propiedades de resistencia a partir de un ensayo universal de compresión. Se colocaron dentro de una prensa de fricción para así obtener de forma teórica y a partir de los



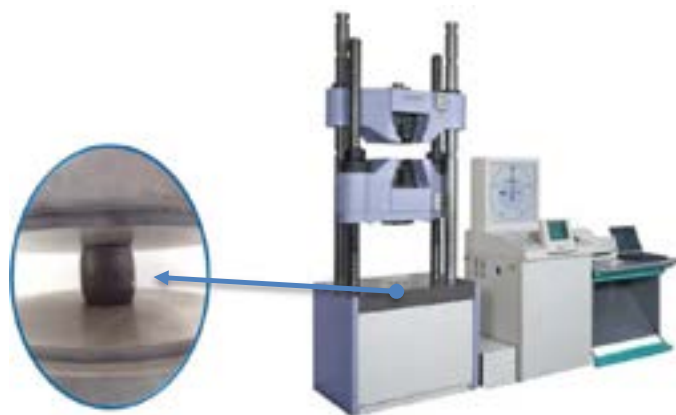
datos obtenidos en el ensayo, las curvas de comportamiento y el valor de rigidez, el cual se utilizó para ajustar un modelo de simulación por elementos finitos del ensayo realizado a los fines de verificar su influencia sobre los resultados.



**Figura 1:** Esquema general de la metodología del trabajo.

## 2.1. Ensayos de compresión del acero de referencia

La determinación del esfuerzo requerido para la deformación en frío del material de referencia se realizó a partir de acero comercial SAE 1030. Las probetas fueron fabricadas a partir de barras trefiladas de 25,4 mm de diámetro y tronzadas a 30 mm de altura. Una vez fabricadas las probetas, los ensayos de compresión se realizaron en un equipo de ensayo universal de marca Shimadzu, modelo: UH-100 t, Kyoto, Japan, con una velocidad de desplazamiento del mazo de 0,1 mm/s. Se realizaron un total de diez compresiones a diferentes alturas.

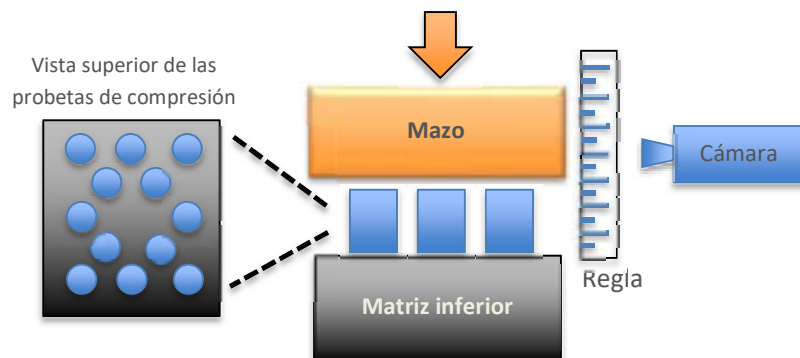


**Figura 2:** Probeta ensayada y equipo de ensayo Universal Shimadzu.

La fabricación de las probetas y los ensayos de compresión se realizaron en las instalaciones del Instituto Nacional de Tecnología Industrial, en los laboratorios de Procesos de Mecanizado y Conformado, Ensayos Mecánicos.

## 2.2 Compresión de probetas en prensa de producción.

Una vez caracterizado el material se procedió a la compresión de las probetas en una prensa de tornillo por fricción industrial marca Arrigoni de 350 t de capacidad nominal. El cálculo de la energía de impacto durante el aplastamiento se realizó a través de la medición de la velocidad de desplazamiento lineal del mazo con una cámara de alta velocidad, GoPro camera (modelo Hero4Black, San Mateo, CA, USA) con una configuración de 240 frames por segundo. A partir de allí y teniendo como dato el paso del tornillo de la prensa se calculó la velocidad de rotación del volante de inercia. Los ensayos de compresión se realizaron comprimiendo 2, 3, 4, 8 y 12 probetas con un patrón simétrico, con el objetivo de evitar componentes de esfuerzo laterales.



**Figura 3:** Esquema de distribución para 12 probetas (izquierda) y esquema de medición de velocidad del mazo (derecha).

## 2.3 Obtención del diagrama de comportamiento y rigidez de la prensa

Con el objetivo de obtener la rigidez de la prensa, fue necesario realizar simulaciones por elementos finitos de los ensayos descritos en el punto 2.1, y así determinar la energía consumida en la deformación del material. Para ello se utilizó el software Simufact Forming, partiendo de un modelo 2D axisimétrico, con una malla cuadrangular con elementos de 0.2 mm de lado, resultando en alrededor de 10.000 elementos. El coeficiente de fricción utilizado fue 0.1 y se obtuvo de bibliografía [21].

Para el trazado del diagrama de energía de la prensa se partió de la siguiente ecuación de balance de energía:

$$E_T = E_f + E_e + E_d \quad (1)$$

Donde  $E_T$  es la energía total acumulada,  $E_f$  es la energía perdida por fricción,  $E_e$  es la energía absorbida por deformación del bastidor y  $E_d$  es la energía utilizada en la deformación del material.

La energía de fricción es dependiente de la carga resultante del proceso de deformación, siendo la máxima energía de fricción del orden del 25% para los valores de carga mayores. La ecuación (2) muestra esta relación.

$$E_f = (0.15 + 0.1 \cdot \frac{L}{L_{max}}) \cdot E_T \quad (2)$$

En este caso,  $L$  es la carga resultante del proceso de deformación y  $L_{max}$  la carga máxima de la prensa.

Una vez obtenidas la energía total de la prensa, la de fricción y la de deformación (resultante de las simulaciones por elementos finitos) puedo despejar la energía absorbida por del bastidor. Una vez despejada es posible vincularla con la rigidez ( $C$ ) del mismo a partir de la ecuación (3).

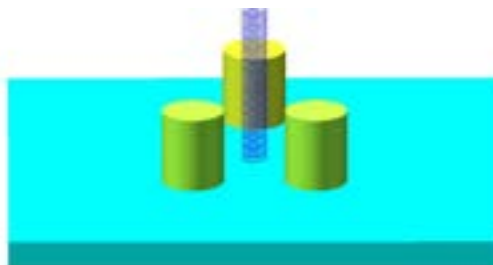
$$E_e = \frac{L^2}{2 \cdot C} \quad (3)$$

#### 2.4 Simulación por elementos finitos incorporando el valor de rigidez

En las prensas de fricción, dado que se cuenta con una energía limitada, la rigidez de la prensa influye sobre el proceso de deformación, dado que consume energía que de otra forma sería utilizada para el conformado de la pieza. Es por esto que incorporar al modelo de simulación por elementos finitos la rigidez del equipo debería mejorar la precisión de los resultados, sobre todo para procesos en los cuales los equipos trabajan en valores de carga resultantes cercanos al máximo (ya que esta condición es la que genera la máxima deflexión).

Previamente a la realización de la simulación se efectuó un proceso de validación de malla, donde se utilizó un modelo 3D, con una malla del tipo ring-mesh con elementos hexaédricos de 1 mm, para un total de 18000 elementos por probeta. Los datos de la prensa para la simulación se ajustaron según lo relevado en la etapa experimental.

Se realizaron diez simulaciones emulando las pruebas experimentales de las cuales, 5 se corresponden con la compresión de 2, 3, 4, 8 y 12 probetas en un modelo con una prensa indeformable y las 5 restantes con el valor de rigidez obtenido en las pruebas experimentales. Para la incorporación del valor de rigidez se utilizó un resorte de tracción asociado a la matriz inferior, permitiéndole desplazarse de forma vertical, emulando la elongación del bastidor, tal como se muestra en la Figura 4:



**Figura 4:** Modelo que contempla la rigidez de la prensa.

### 3. RESULTADOS

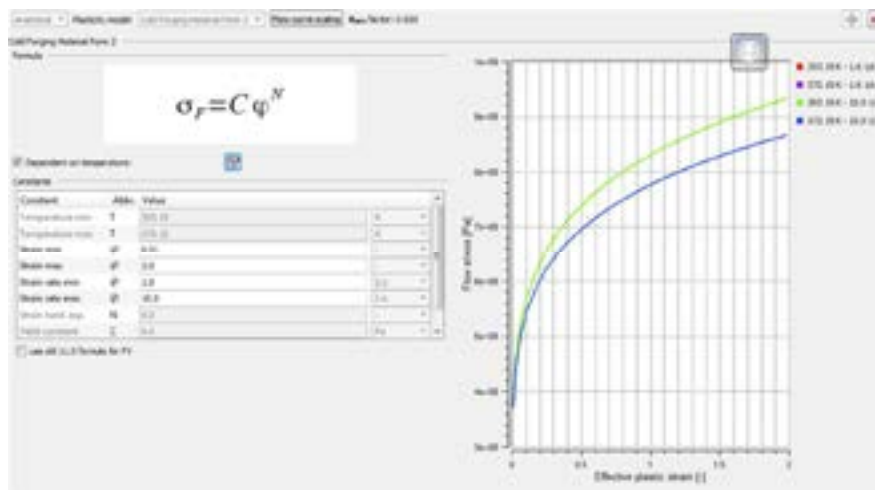
#### 3.1 Ensayos de compresión del acero de referencia

Los resultados experimentales de resistencia a la deformación del acero SAE 1030 en función de la altura final de la probeta se encuentran en la Tabla 1.

**Tabla 1:** Cargas resultantes de los ensayos de compresión a diferentes alturas de probetas de acero SAE 1030.

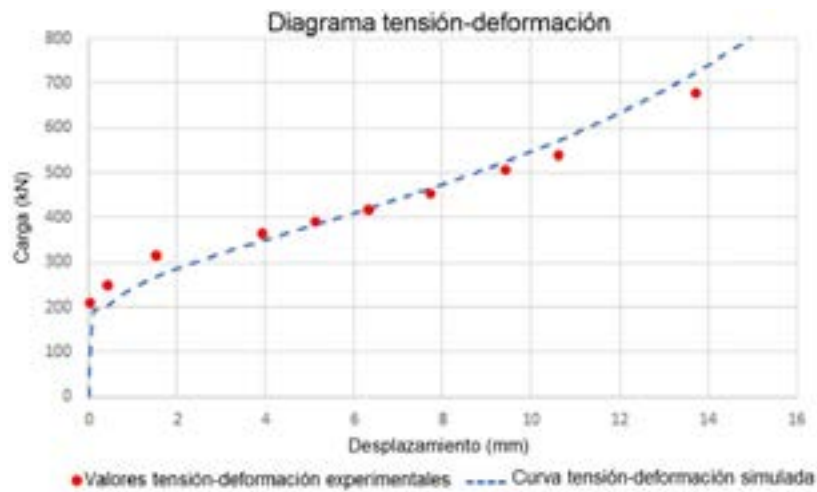
Ensayo	Altura inicial	Altura final	Carga
1	30 mm	30,0 mm	210,1 kN
2	30 mm	29,6 mm	250,4 kN
3	30 mm	28,5 mm	317,9 kN
4	30 mm	26,1 mm	368,2 kN
5	30 mm	24,9 mm	392,7 kN
6	30 mm	23,7 mm	419,2 kN
7	30 mm	22,3 mm	455,5 kN
8	30 mm	20,6 mm	509,0 kN
9	30 mm	19,4 mm	542,5 kN
10	30 mm	16,3 mm	680,2 kN

Los datos obtenidos de los resultados empíricos son aplicables a temperatura ambiente y velocidades de deformación del material bajas. Dicha información es insuficiente para poder caracterizar el comportamiento del material bajo las condiciones de compresión en la prensa de fricción. Es por esto que el material utilizado en la simulación es un acero SAE 1035 para conformado en frío perteneciente a la librería del software Simufact Forming, con un flow curve scaling de 0.92, para velocidades de deformación de entre 1.6 y 10 1/s y cuyas curvas de tensión deformación para 20°C y 300°C responden a las siguientes:



**Figura 5:** Curva tensión-deformación del material utilizado en la simulación.

La validación del comportamiento del material se realizó a partir de una compresión 2D axisimétrica bajo las mismas condiciones que el ensayo empírico. Los resultados de la simulación respecto a los valores empíricos ante la misma velocidad de avance del carro se muestran a continuación:



**Figura 6:** Comparación de valores de tensión-deformación empíricos y simulados.

Como resultado de la comparación de ambos diagramas resulta una diferencia promedio entre los valores empíricos y los simulados para las condiciones de ensayo de un 6.8%.

### 3.2 Compresión de probetas en la prensa de producción

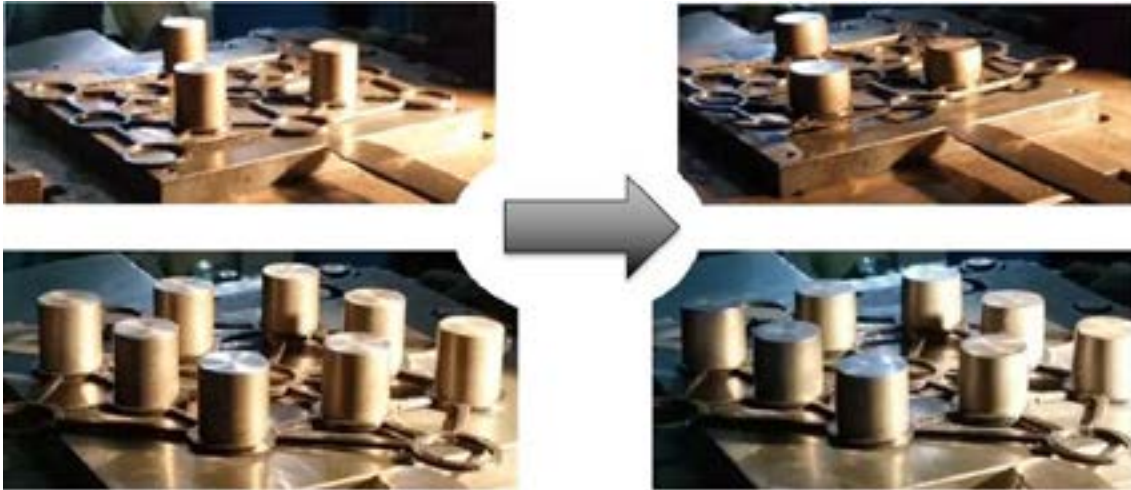
A partir de las mediciones de velocidad de avance del carro se calculó la energía de impacto de la prensa utilizada para la compresión de las probetas.

**Tabla 2:** Parámetros utilizados para el cálculo de la energía total disponible en la prensa al momento del golpe.

Parámetros	Prensa
<b>Momento de inercia</b>	205,6 kg m <sup>2</sup>
<b>Velocidad lineal del maso</b>	0,270 m/s
<b>Paso del tornillo</b>	155 mm/rev
<b>Velocidad de giro</b>	104,5 rev/min
<b>Velocidad angular de rotación</b>	10,94 rad/s
<b>Energía rotacional del volante de inercia</b>	12,34 kJ
<b>Energía rotacional del tornillo</b>	0,17 kJ
<b>Energía de desplazamiento de la prensa</b>	0,06 kJ
<b>Energía total</b>	12,57 kJ

La separación de las probetas y su ubicación quedó definida por una grilla impresa en 3D con Poliuretano Termoplástico a fin de permitir la expansión del material metálico durante la compresión. En la figura siguiente, se observa el comportamiento de las probetas en la prensa, antes y después de la compresión.





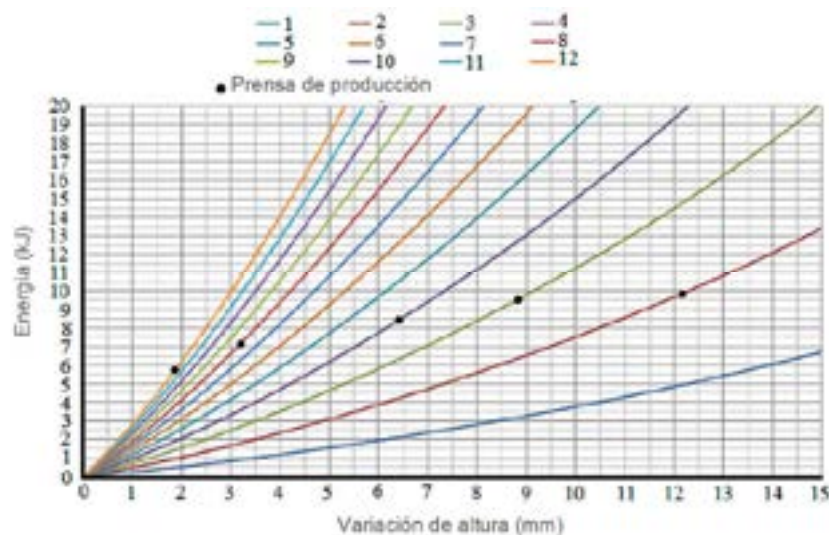
**Figura 7:** Imagen del estado previo y posterior a la compresión de las probetas en los casos de compresión de 3 probetas (superior) y 8 probetas (inferior).

El esfuerzo resultante para cada una de las compresiones resulta del valor de carga necesario para alcanzar la misma altura final multiplicado por la cantidad de probetas comprimidas. Los resultados de carga se muestran a continuación:

**Tabla 3:** Resultados de la compresión para las diferentes configuraciones de probetas.

Cantidad de probetas	Variación de altura	Energía de deformación	Carga
2	12,17 mm	9,8 kJ	117,3 t
3	8,81 mm	9,5 kJ	145,1 t
4	6,42 mm	8,4 kJ	169,5 t
8	3,21 mm	7,2 kJ	274,1 t
12	1,89 mm	5,7 kJ	358,4 t

Los valores de energía de deformación resultantes de los ensayos de compresión fueron obtenidos de simulaciones realizadas con el material validado partiendo de 1 probeta hasta 12 de forma simultánea.

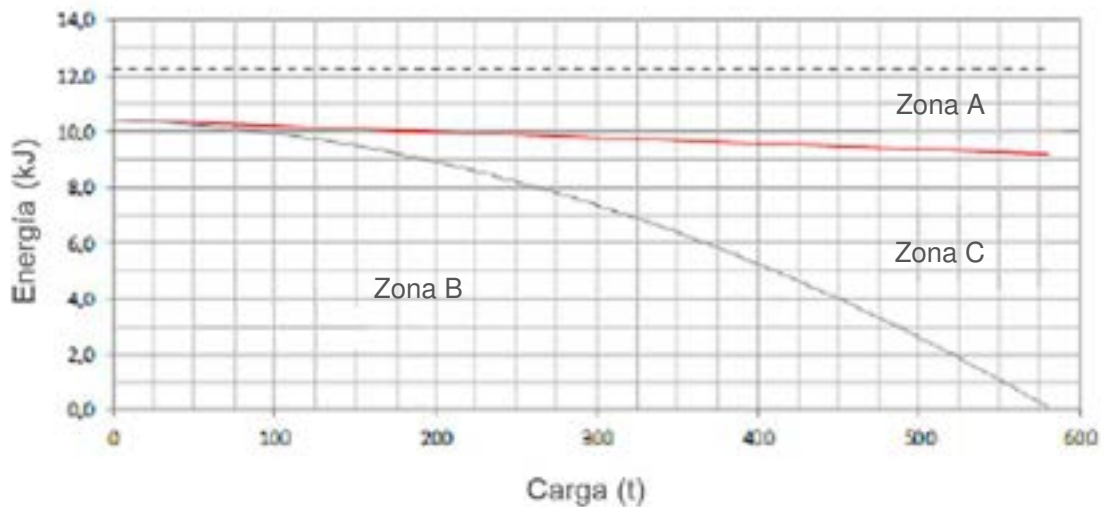


**Figura 8:** Energía de deformación vs variación de altura de las probetas

Con los valores de carga resultante y energía de deformación obtenidos de los ensayos y la simulación, puede obtenerse según la ecuación (3) los valores de rigidez para el bastidor de la prensa analizada, así como también el diagrama de comportamiento de la prensa.

**Tabla 4:** Parámetros calculados de la prensa analizada [22]

Parámetros	Prensa
Pendiente	-0,000000282 kN/t <sup>2</sup>
Rigidez	181,7 t/mm
Energía total	12,3 kJ

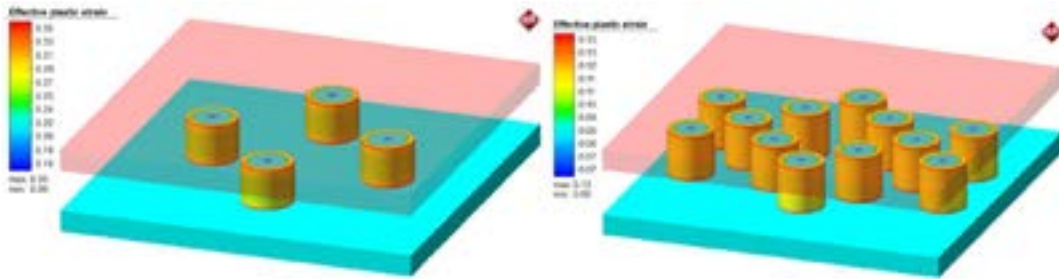


**Figura 9:** Curvas representativas de la distribución de energías relativo a la carga.

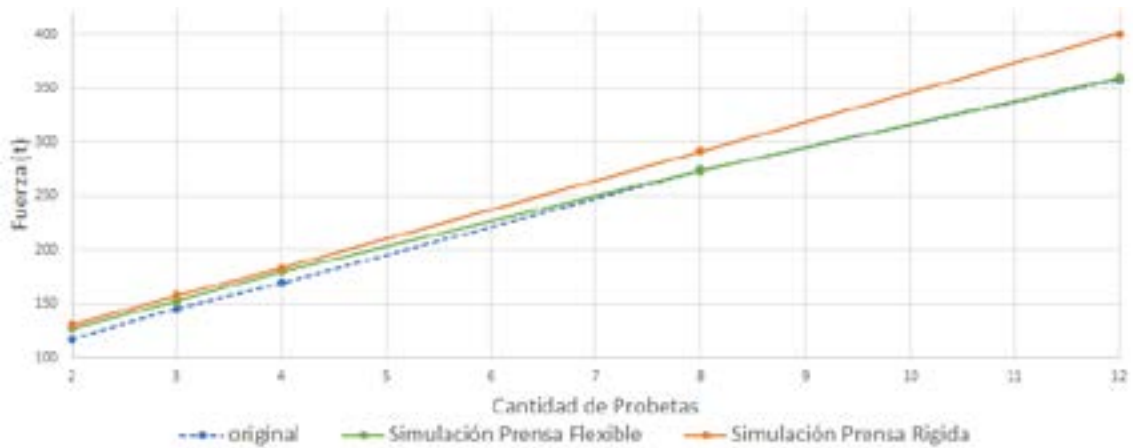
El diagrama de comportamiento presenta una línea intermitente que establece el total de energía disponible de la máquina, y como lo indica la ecuación de balance de energía (1), ese valor se corresponde con la suma de la energía perdida por fricción (Zona A), la energía utilizada para la deformación del material (Zona B) y la energía absorbida por la deformación del bastidor (Zona C). De esta manera, en la Figura 9 se puede visualizar como se modifica el consumo de energía relativo a cada Zona a medida que aumenta la carga de conformado. El relevamiento de este diagrama permite establecer los límites dentro de los cuales es recomendable utilizar la prensa en un marco seguro

### 3.3. Simulación por elementos finitos incorporando el valor de rigidez

Se realizaron un total de 15 simulaciones, de las cuales 5 fueron para validación de malla (evaluar diferentes tamaños de malla hasta encontrar un valor aceptable entre costo computacional y estabilidad en los resultados), 5 para emular las compresiones de 2, 3, 5, 8 y 12 probetas considerando una prensa de fricción indeformable, y 5 para compresiones con una prensa con la rigidez obtenida en la Tabla 4.

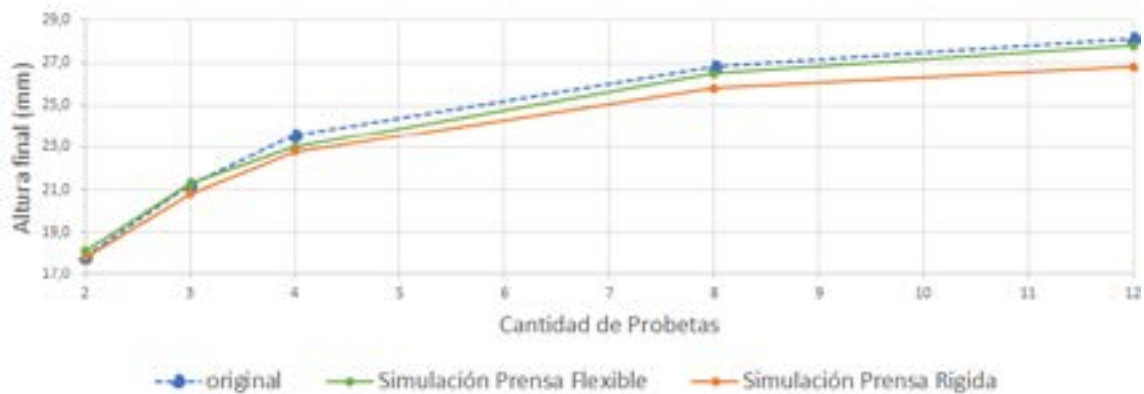


**Figura 10:** Imagen de las simulaciones computacionales de compresión de probetas para los casos de 4 probetas (izquierda) y 12 probetas (derecha).



**Figura 11:** Comparación de valores de fuerza en el ensayo original, simulación con prensa flexible y simulación con prensa rígida.

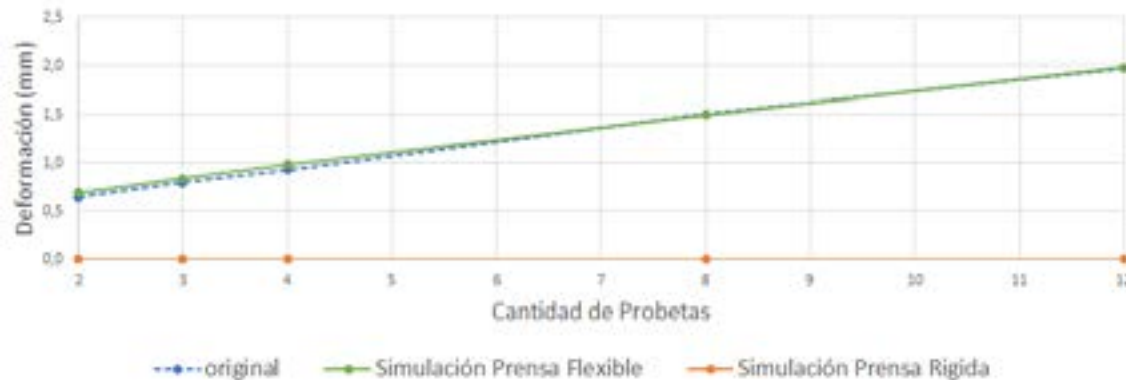
Los valores de carga obtenidos muestran que para condiciones de carga elevada, los resultados relativos a la prensa indeformable se alejan de los empíricos, en tanto que la simulación que incluye el valor de rigidez del bastidor muestra una muy buena correlación con el comportamiento real.



**Figura 12:** Comparación de valores de altura final en el ensayo original, simulación con prensa flexible y simulación con prensa rígida.

En relación con la altura final de las probetas, cuando la prensa se la considera rígida, la altura final del material resulta cada vez más baja a medida que aumenta la carga. Sin embargo, con la prensa deformable se puede apreciar que los valores de altura final de las

probetas, tienen un comportamiento similar al relevado de forma empírica. Esto es coherente con el concepto de que al derivarse energía en la deformación de la prensa hay menos energía disponible para el conformado de la pieza.



**Figura 13:** Comparación de valores de deformación de la prensa en el ensayo original, simulación con prensa flexible y simulación con prensa rígida.

El valor de rigidez aplicado en la simulación permite obtener valores de elongación de la prensa análogos a los calculados de forma teórica.

#### 4. CONCLUSIONES

Podemos concluir que el método presentado para estimar la carga de la prensa, presenta sencillez y bajo costo en comparación con otros métodos actuales. Adicionalmente, sus resultados muestran coherencia al compararlos con los valores simulados, brindando de esta manera, una opción válida para su utilización en empresas que no poseen prensas instrumentadas, permitiéndoles conocer las capacidades nominales de sus equipos en lo relativo a carga y energía para optimizar su modo de uso y reducir riesgos relativos a posibles sobrecargas.

La obtención de un valor de rigidez de la prensa y su incorporación en el proceso de simulación permite obtener una mayor adecuación de a las cargas resultantes y de deformación de las piezas obtenidas en la práctica, siendo su relevancia cada vez mayor a medida que las cargas aumenten, es decir, mientras más comprometida se encuentre la rigidez de la máquina. Como consecuencia, se comprende también que la existencia de este parámetro variable relativo a la rigidez estructural de la máquina tiene una influencia directa sobre las dimensiones finales de la pieza y las capacidades de carga que aumentará mientras mayores sean las cargas de conformado y se encuentran más cercanas a límite del equipo.

Considerando que el impacto de la incorporación del valor de rigidez de la prensa en la simulación impacta de forma cada vez mayor a medida que aumenta la carga de conformado, podemos mencionar que tomando los valores experimentales como referencia, para un ensayo de compresión de 12 probetas considerar una prensa como indeformable en la simulación resultó en una diferencia a del -11,8 % en tanto que, incluida la rigidez la diferencia máxima se redujo a -0,39 %.

En lo que hace a la diferencia de altura final, para el ensayo de 12 probetas considerar una prensa indeformable en la simulación resultó en una diferencia del 4,7 % en tanto que, incluida la rigidez la diferencia se redujo a 1,12 %.

Finalmente, se proyecta en un futuro realizar una revalidación de los resultados efectuando mediciones directas sobre la estructura de la máquina de forja utilizada, a fin de analizar las deformaciones de la misma y obtener sus valores de rigidez de forma más directa. Estas mediciones se harán a partir de la utilización de una celda de carga de marca Toledo modelo AC-1000 incorporada recientemente.

## AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la empresa Mustad por la realización de los ensayos de compresión con patrón de simetría.

## REFERENCIAS

- [1] BLACK, J.T.; KOSHER, R.A. DeGarmo's Materials and Processes in Manufacturing, 11th ed.; John Wiley and Son: Hoboken, NJ, USA, 2011; ISBN 0470924675.
- [2] RADEV, R.H.; TOMOV, B. Preform design in hot die forging. In Proceedings of the 11th International Scientific Conference on Achievements in Mechanical and Materials Engineering, Gliwice-Zakopane. Poland, 2002. 451–454.
- [3] BUIJK, A.; SEHGAL, H. Simulation based optimization of a hot forging process to avoid a lap using Simufact Forming. In Proceedings of the Congreso 30th SENAFOR. Porto Alegre, Brasil, 2010. doi:10.13140/2.1.3456.3204.
- [4] MAGALHAES, F. Simulação numérica da evolução de defeitos superficiais durante o processo de recalco a frio. In Proceedings of the Anais do Congresso 31th SENAFOR. Porto Alegre, Brasil, 2011.
- [5] EGEA, A.J.S.; ROJAS, H.A.G.; CELENTANO, D.J.; PERIÓ, J.J.; CAO, J. Thermomechanical analysis of an electrically assisted wire drawing process. 2017, 139, 111017, doi:10.1115/1.4037798.
- [6] RADEV, R. Numerical investigations regarding necessity of preforming steps for hot closed die forging of axisymmetrical parts. J. Technol. Plast. 125-130 (2013) 38.
- [7] ABATE, G.; PEREZ, D.; RIU, F.A.; MARTINEZ KRAHMER, D. Application of numerical simulation to reduce the flash of a hot forged automotive piece. In Proceedings of the PANACM 2015 International Congress. Buenos Aires, Argentina, 2015.
- [8] ABACHI, S.; AKKOK, M.; GÖKLER, M.I. Wear analysis of hot forging dies. Tribol. Int. 467-473 (2010) 43, doi:10.1016/j.triboint.2009.07.011.
- [9] BAYRAMOGLU, M.; POLAT, H.; GEREN, N. Cost and performance evaluation of different surface treated dies for hot forging process. J. Mater. Process. Technol. 394-403 (2008) 205, doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.11.256.
- [10] KOCANDA, A.; CZYEWSKI, P. Experimental and numerical analysis of side forces in a forging die. J. Mech. Eng. 274-279 (2008) 54.
- [11] SHAHRIARI, D.; AMIRI, A.; SADEGHI, M.H.; CHERAGHZADEH, M. Optimal Closed Die Finish Forgings for Nimonic80—A alloy Using FEM Method. Int. J. Mater. Form. 29-32 (2008) 1, doi:10.1007/s12289-008-0052-x.
- [12] KOCANDA, A.; CZYEWSKI, P.; MEHDIB, K.H. Numerical analysis of lateral forces in a die for turbine blade forging. Arch. Civil Mech. Eng. 49-54 (2009) 9, doi:10.1016/S1644-9665(12)60068-5.
- [13] STRASSER, H.E. Optimizacao do Processo de Forjamento através de Análise Termográfica. In Proceedings of the 15 th International Forging Conference, SENAFOR. Porto Alegre, Brazil, 2011. 5-7.
- [14] ISRAR EQUBAL, M.; KUMAR, R.; SHAMIM, M.; OHDAR, R.K. A grey-based Taguchi method to optimize hot forging process. Procedia Mater. Sci. 1495-1504 (2014) 6, doi:10.1016/j.mspro.2014.07.129.
- [15] EGEA, A.J.S.; ROJAS, H.A.G.; CELENTANO, D.J.; TRAVIESO-RODRÍGUEZ, J.A.; Fuentes, J.L. Electroplasticity-assisted bottom bending process. J.Mater. Process. Technol. 2261-2267 (2014) 214, doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.04.031.
- [16] ABATE, G.; DEFERRARI, N.; MARTINEZ KRAHMER, D.O. Influence of Six Process Variables in a Forged Oil Piping Flange-DOE Analysis, using SIMUFACT Forming. In Proceedings of the Anales del Congreso 37th SENAFOR. Porto Alegre, Brasil, 2017. 4-6.
- [17] DEL POZO, D.; LÓPEZ DE LACALLE, L.N.; LÓPEZ, J.M.; HERNÁNDEZ, A. Prediction of press/die deformation for an accurate manufacturing of drawing dies. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 649-656 (2008) 37, 649–656, doi:10.1007/00170-007-1012-1.



- [18] SIMOES, D.; MORAES, A.; SCHAEFFER, L. Simulación Numérica na Predição de Carga de Conformação. Revista Forge: São Paulo, Brazil, 2010.
- [19] KRUSIC, V.; ARENTOFT, M.; MASERA, S.; PRISTOVSEK, A.; RODICA, T. A combined approach to determine workpiece-tool-press deflections and tool loads in multistage cold forging. J.Mater. Process. Technol. 35-42 (2011) 211, doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.08.020.
- [20] ZENG, Q.; JIANG, P.; REN, X. Forging force analysis of truck knuckle and selection of forging equipment. Procedia Eng.450-455 (2014) 81, doi:10.1016/j.proeng.2014.10.021.
- [21] ALTAN, T.; NGAILE, G.; SHEN, G. Cold and Hot Forging: Fundamentals and Applications; ASM International: Almere. The Netherlands, 2004; ISBN 978-0-87170-805-2.
- [22] EGEA, A.J.S.; DEFERRARI, N; ABATE, G; MARTINEZ KRAHMER, D.O; LOPEZ DE LACALLE, L.N; Short-Cut Method to Assess a Gross Available Energy in a Medium-Load Srew Friction Press. Metals-Open Access Metallurgy Journal. Marzo 2018, doi:10.3390/met8030173.



# Simulação numérica do tratamento térmico de um eixo forjado em matriz aberta.

## Heat treatment numerical simulation of an open die forged shaft

Renato S. Coutinho<sup>(1)</sup>  
Pedro Perdigão<sup>(2)</sup>  
Taíse Azevedo<sup>(3)</sup>

### RESUMO

Nas indústrias de forjamento de grande porte é convencional a realização de operações de tratamento térmico, buscando a obtenção de propriedades mecânicas adequadas às mais variadas aplicações. Tanto no processo de forjamento à quente em matriz aberta quanto no posterior tratamento térmico de um aço, podem ocorrer descontinuidades as quais não são desejadas nesses processos, fazendo-se necessário o estudo do processo, possibilitando uma maior compreensão dos fenômenos relacionados a essas descontinuidades, bem como estabelecer uma adequação dos parâmetros de forjamento e tratamento térmico. A fim de estabelecer a condição ótima de processamento destas peças forjadas e tratadas termicamente, utilizou-se o Método de Elementos Finitos com foco na análise das tensões envolvidas em uma peça de aço AISI 4340 durante a têmpera, que poderiam influenciar diretamente na formação ou modificação de descontinuidades.

**Palavras-Chave: Forjamento, Tratamento térmico, Método dos Elementos finitos, Descontinuidades.**

### ABSTRACT

Heat treatment operations are usually conducted in the forging industry of big parts, towards appropriate mechanical properties for a wide range of purposes. Undesired discontinuities in the parts might happen during the open die forging operations, or even during the heat treatment processes, motivating a study to understand those phenomena and improve the forging and heat treatment procedures. Focusing on an optimized process for those forged and heat treated parts, the stresses in an AISI 4340 forged part were analyzed during its quenching process. Those stresses have been correlated to the discontinuity formation and/or modification.

**Keywords: Open die forging, heat treatment, Finite Element Method, voids**

<sup>(1)</sup> Analista de Processos Especialista, Açoforja, Brasil, rcsantos@acoforja.com.br

<sup>(2)</sup> Coordenador da Qualidade, Açoforja, Brasil, pperdigao@acoforja.com.br

<sup>(3)</sup> Coordenadora de Engenharia, Açoforja, Brasil, tsousa@acoforja.com.br

## 1. Introdução

O forjamento é um processo de conformação mecânica em que se aplica uma força compressiva em um material com o objetivo de causar deformações plásticas, mantendo constante a massa e o volume. Estas deformações alteram as características metalúrgicas do material de modo a modificar as suas propriedades [1].

No forjamento à quente em matriz aberta, o lingote, é uma matéria prima muito utilizada para fabricação dos eixos de grande porte. Estas matérias primas após o seu processo de fabricação, apresentam estruturas brutas de solidificação, com microestruturas formadas por dendritas, além de inclusões, segregações e porosidades. Portanto, no forjamento de lingotes, é necessário estabelecer parâmetros ideais de processo a fim de eliminar porosidades e a estrutura dendrítica, objetivando obter propriedades desejadas. No entanto, se o forjamento não for bem projetado de maneira a selecionar os parâmetros corretos como, por exemplo, matrizes adequadas para as dimensões do lingote e taxa de deformação, o processo poderá induzir tensões trativas, o que poderia gerar aberturas de defeitos, como mostra a Figura 1 [1].

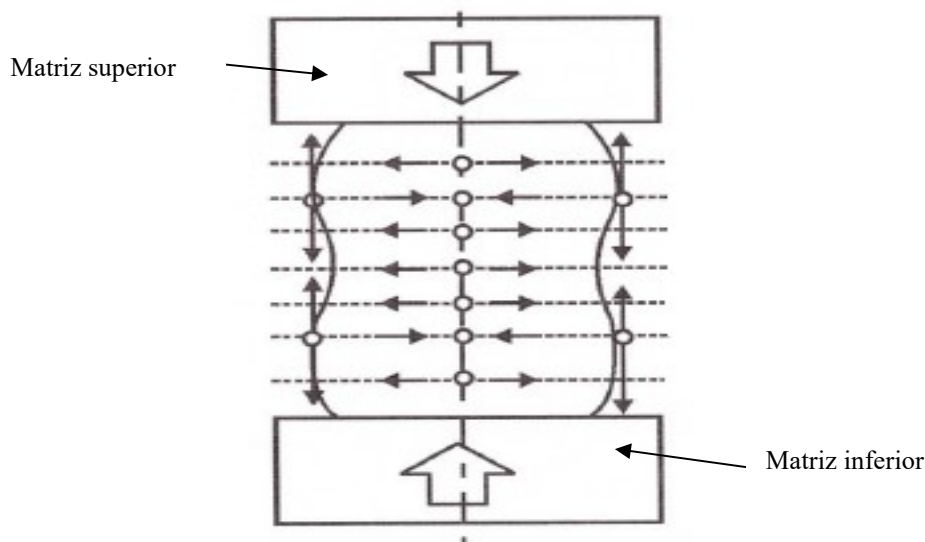


Figura 1 – Representação da distribuição de tensões compressivas e trativas ao longo de uma peça durante uma operação de recalque no forjamento [1].

Normalmente, a peça logo após o forjamento, apresenta-se com microestruturas heterogêneas e com tamanho de grão grosseiro. Para resolver este problema, o tratamento térmico de normalização pode ser realizado com o objetivo de obter microestruturas homogêneas de grãos refinados com melhores combinações de resistência e tenacidade. Esta operação consiste no aquecimento do aço até austenitização completa, seguido de resfriamento ao ar [2].

Quando se deseja obter em um aço, já forjado e normalizado, microestruturas que atendam combinações de resistência mecânica e tenacidade com valores ainda maiores, o tratamento térmico usualmente empregado é a têmpera e o revenimento. Este tratamento confere ao aço uma microestrutura conhecida como martensita revenida. O processo de têmpera consiste em aquecer o aço até a completa austenitização, permanecer nesta temperatura por um tempo determinado e ser resfriado em um meio que proporcione uma velocidade adequada para obtenção de martensita. Para que esta transformação de austenita em martensita aconteça, aplicam-se altas taxas de resfriamentos para que o carbono não tenha tempo de se difundir pela matriz. Esta imobilidade do átomo causa uma transformação displaciva que distorce a rede cristalina da austenita (CFC) formando uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). Esta transformação ocasiona o aumento das tensões internas na célula e forma uma solução sólida supersaturada de carbono proporcionando uma estrutura de extrema dureza [2].

Portanto, a estrutura martensítica se caracteriza por excessiva dureza e por demonstrar notáveis tensões internas. Estas tensões estruturais se apresentam simultaneamente com as tensões térmicas. Estas são geradas devido aos materiais não se resfriarem de maneira uniforme quando do resfriamento rápido, em virtude da superfície atingir a temperatura ambiente mais rapidamente do que as regiões mais centrais, o que pode resultar em transformações de fases diferentes, possibilitando

mudanças volumétricas não uniformes, com as camadas superficiais se contraindo mais aceleradamente do que as regiões internas [2]. A formação das fases ferrita, perlita, bainita e martensita, a partir da austenita, pode ser exemplificada de acordo com o diagrama TTT mostrado na Figura 2.

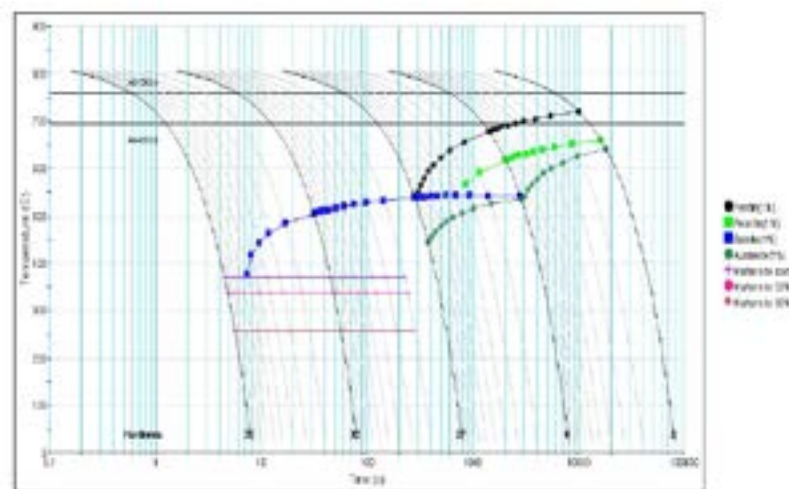


Figura 2 – Diagrama TTT para o aço SAE 3310 [3].

Sendo assim, durante o resfriamento as camadas mais externas permanecem tracionadas enquanto a parte central encontra-se em compressão. Então, se as tensões internas ultrapassarem o limite de escoamento do aço, ocorrerá deformação plástica e as peças sofrerão distorções. Dependendo da magnitude das tensões internas, poderão ocorrer inclusive trincas. A Figura 3 mostra uma engrenagem deformada após o processo de cementação seguido de têmpera.

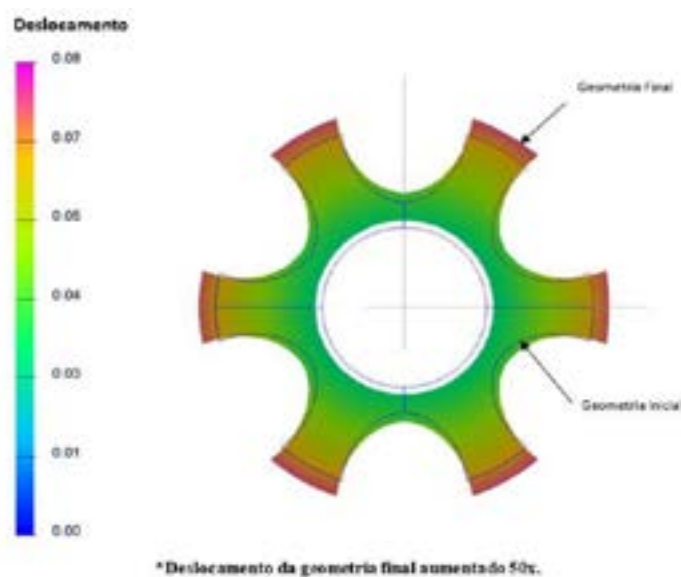


Figura 3 – Previsão da distorção de uma engrenagem pelo método dos elementos finitos [3].

O tratamento térmico de revenimento, aplicado na peça após a têmpera, consiste em aquecer o aço a temperaturas inferiores à de austenitização. Este processo tem como objetivos principais: aliviar ou remover as tensões internas e ajustar a dureza excessiva, aumentando a ductilidade e a tenacidade do material [2].

Tendo em vista todo esse cenário de fabricação, desde a obtenção do lingote, passando pelo forjamento em matriz aberta e os subseqüentes tratamentos térmicos, entende-se que a geração de defeitos na peça, em especial vazios internos e centrais, ou a tendência desses de se fecharem ou até mesmo de se abrirem, depende do plano de processo empregado. Mais especificamente, a abertura de vazios, ou eventual surgimento de trincas, estão correlacionados com as tensões principais atuantes no ponto de interesse na peça. É possível compreender esse fenômeno através da média entre as tensões principais, chamada tensão média,  $\sigma_m$ , que nos sugere a intensidade das tensões aplicadas, sejam de naturezas trativas ou compressivas, e representa um indicativo importante

referente à propensão da formação ou aumento de defeitos, como os vazios. As Tensões trativas tendem a alongar o material ou, em casos severos, a separar o material de maneira a criar duas novas superfícies (fratura). A tensão média é demonstrada pela Eq. 1, na qual  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$ ,  $\sigma_3$  são as tensões principais atuantes no ponto de interesse no material.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad \text{Eq. 1.}$$

É importante também levar em consideração a tensão efetiva,  $\sigma_{ef}$ , que determina a intensidade das deformações nas regiões do material. Essa condição, definida neste caso com base no critério de von Mises, representa a tensão equivalente ou resultante em razão das tensões principais e pode ser descrita como:

$$\sigma_{ef} = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2]^{1/2} \quad \text{Eq. 2.}$$

Para fins de exemplificação, tomemos o caso simplificado de um vazio pré-existente em um estado plano de tensões, como mostrado esquematicamente na Figura 4. Este vazio tenderá a aumentar caso as tensões principais envolvidas,  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$ , sejam relativamente altas e positivas, ou seja, caso a tensão média seja alta e positiva. Nesse caso, a tensão efetiva tende a ser baixa ou nula e, portanto, o material tende a não se deformar, mas sim a trincar, gerar vazios ou modificar defeitos pré-existentes. Uma maneira de se representar essa correlação é a triaxialidade de tensões,  $T_X$ , sendo essa, tanto maior, quanto maior for a diferença entre a tensão média trativa e a tensão efetiva (Eq.3).

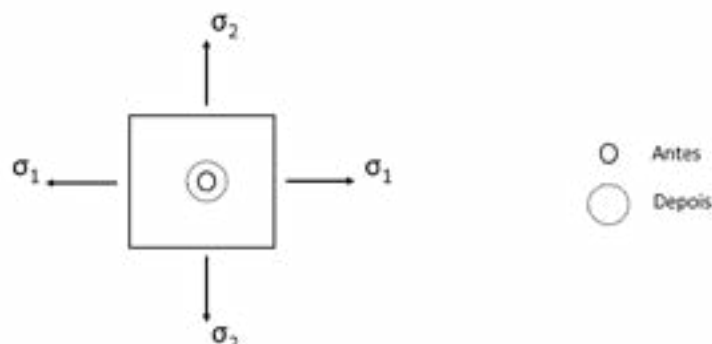


Figura 4 – Abertura de vazios a partir de tensões principais trativas.

$$T_X = \frac{\sigma_m}{\sigma_{ef}} \quad \text{Eq. 3.}$$

O objetivo deste estudo foi buscar correlacionar as tensões envolvidas com a formação de vazios relativamente grandes localizados no centro de eixos de grande porte durante os tratamentos térmicos, os quais foram previamente forjados em matriz aberta. Para isto, foram realizadas simulações pelo Métodos dos Elementos Finitos dos processos de tratamento térmico de normalização, têmpera e revenimento, utilizando-se o QForm. Em prática, esses vazios foram observados somente após o estágio de revenimento. A Figura 5 mostra esquematicamente a seção longitudinal de um eixo, forjado em matriz aberta e tratado termicamente, indicando um vazio interno no centro do mesmo.





Figura 5 – Representação esquemática da seção longitudinal de um eixo de grande porte contendo um vazio interno.

## 2. Comportamento do material

A peça em estudo foi forjada em matriz aberta a partir de um lingote em aço AISI 4340 e, posteriormente, normalizada, temperada e revenida. A composição química do material está definida na Tabela 1. Uma vez que o foco do presente estudo foram os processos de tratamento térmico, foi necessário obter dados completos acerca do comportamento do material durante processos térmicos, incluindo propriedades para cada fase presente possível, bem como as condições para transformações de fase. Para tanto, foi utilizado o software JMatPro®, tendo definida a temperatura de austenitização de 890 °C e um tamanho de grão de 7,2 ASTM.

Tabela 1 – Composição química do aço AISI 4340

Elemento	Fe	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Al	Ti	H
%(peso)	95,7	0,403	0,68	0,26	0,011	0,011	0,78	1,74	0,22	0,006	0,172	0,021	0,002	0,00008

Dados diversos e necessários do material foram obtidos por simulação, levando-se em consideração a sua aplicação nos processos de normalização, têmpera e revenimento. Para fins de exemplificação, apresenta-se na Figura 6 a variação de propriedades, em função da temperatura, para taxas de resfriamento distintas, bem como o diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) e a dureza final para diferentes possibilidades de revenimento. Todas as propriedades e transformações ocorridas durante o tratamento térmico foram consideradas na simulação do processo, determinando o que pode ser compreendido como fenômeno acoplado (Figura 7).

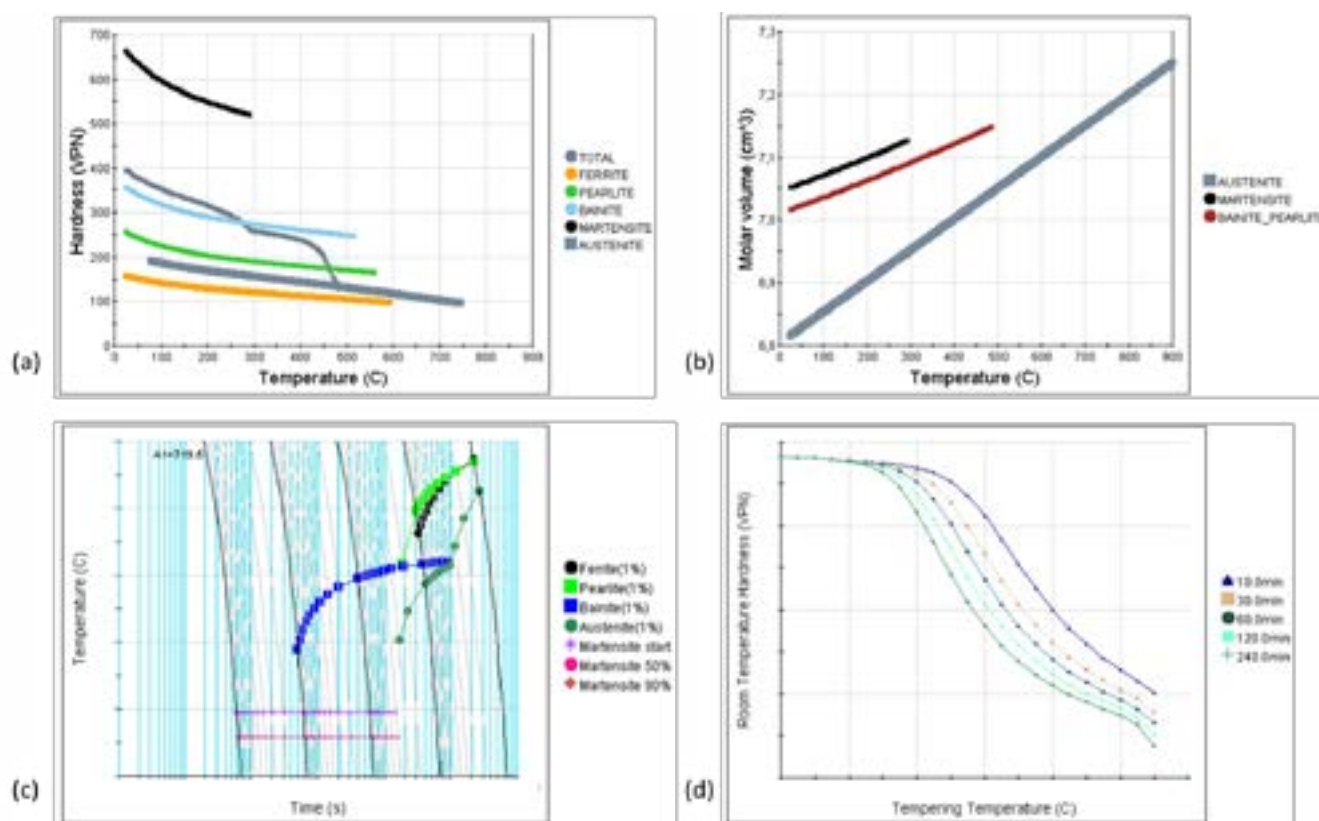


Figura 6 – Comportamento simulado do aço AISI 4340: (a) dureza por fase para resfriamento em 1 °C/s, (b) volume molar por fase para resfriamento em 20 °C/s, (c) diagrama de transformação por resfriamento contínuo e (d) dureza após o revenimento [JMatPro® v12].

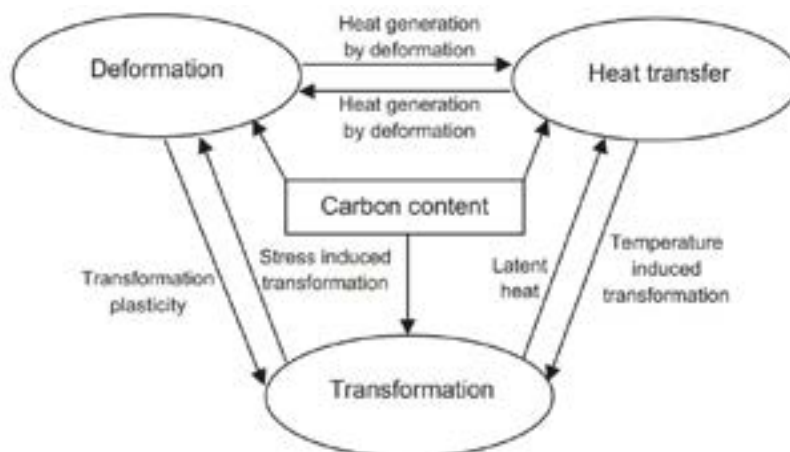


Figura 7 – Fenômeno acoplado, dependente do material, considerado na simulação do processo de tratamento térmico [4].

### 3. Coeficiente de transferência térmica

O coeficiente de transferência térmica (HTC) referente ao óleo utilizado na têmpera foi obtido por análise inversa, utilizando o software QForm. Para a realização da análise inversa, considerou-se o ensaio do óleo conforme a norma ASTM D-6200-01, a 60 °C e parado (sem agitação). A simulação do ensaio incluiu as dimensões do corpo de prova conforme a norma, mas utilizou o aço AISI 4340. Embora o material normatizado para o corpo de prova seja diferente do material considerado na simulação, essa diferença foi desconsiderada para a análise atual. O perfil de temperatura resultante da simulação para o corpo de prova modelado, em comparação com o perfil medido no ensaio experimental para o corpo de prova físico, pode ser visualizado na Figura 8. Salienta-se, no entanto, a necessidade de se realizar ensaios práticos na linha de produção, com o uso de corpos de prova no material da peça.

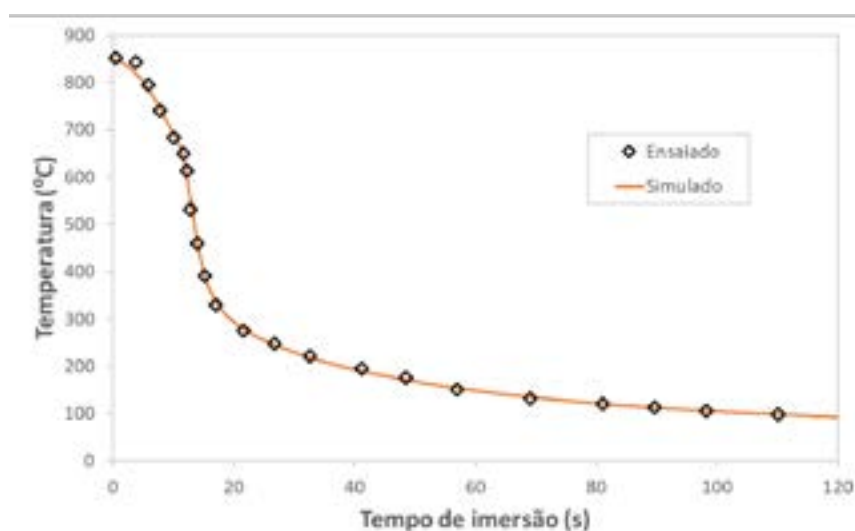


Figura 8 – Perfis de temperatura obtidos no ensaio experimental e no ensaio simulado do óleo.

A convergência apropriada do perfil de temperatura simulado, apresentada na Figura 8, somente foi possível em razão da realização da análise inversa, a qual resultou no HTC mostrado na Figura 9. Este HTC, em função da temperatura na superfície da peça, foi utilizado para a simulação do processo de têmpera da peça em produção. Além disso, uma vez que o meio da têmpera na linha de produção se encontra agitado, assumiu-se um HTC hipotético para a condição de agitação (Figura 9). Todas as considerações realizadas na etapa de obtenção do HTC levaram em conta os dados disponíveis e a capacidade desses de fornecer um modelo apropriado para a análise do processo de têmpera da peça em estudo. Ainda assim, novos ensaios para a aquisição do perfil de temperatura com o intuito de se obter modelos cada vez mais precisos deverão ser realizados na produção.

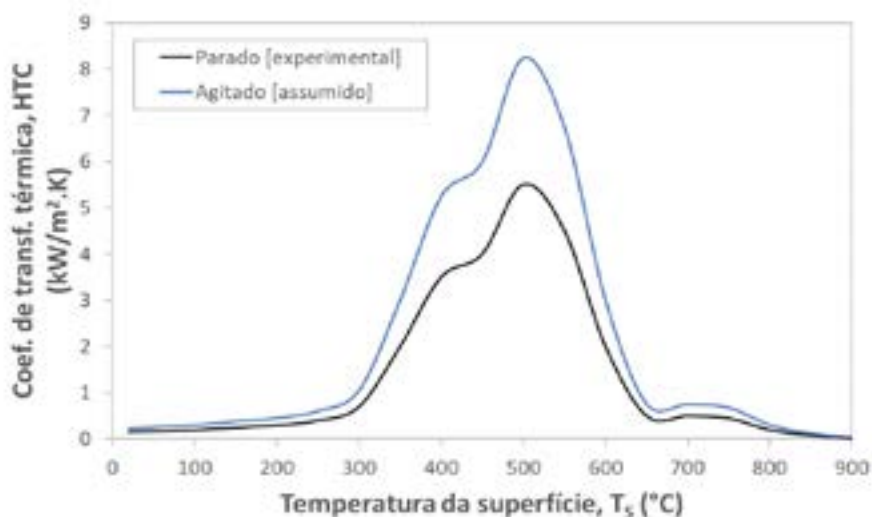


Figura 9 – Coeficiente de transferência térmica do óleo parado e agitado.

#### 4. Normalização

A simulação no QForm do processo de tratamento térmico completo considerou os estágios de aquecimento da peça, normalização, aquecimento, transferência para o tanque de têmpera, têmpera, transferência para o forno de revenimento, revenimento e, finalmente, resfriamento ao ar. Assumiu-se um coeficiente de transferência térmica de  $30 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$  para as trocas de calores com o forno e com o ar. Vale ressaltar que novos experimentos deverão ser conduzidos para a determinação mais precisa desses coeficientes, em especial para as condições específicas de cada forno utilizado na planta. O forno de austenitização inicialmente foi acionado com aquecimento em rampa até a temperatura de  $890 \text{ }^\circ\text{C}$ , seguido da manutenção dessa temperatura por um tempo determinado. O perfil de aquecimento da peça está mostrado na Figura 10.

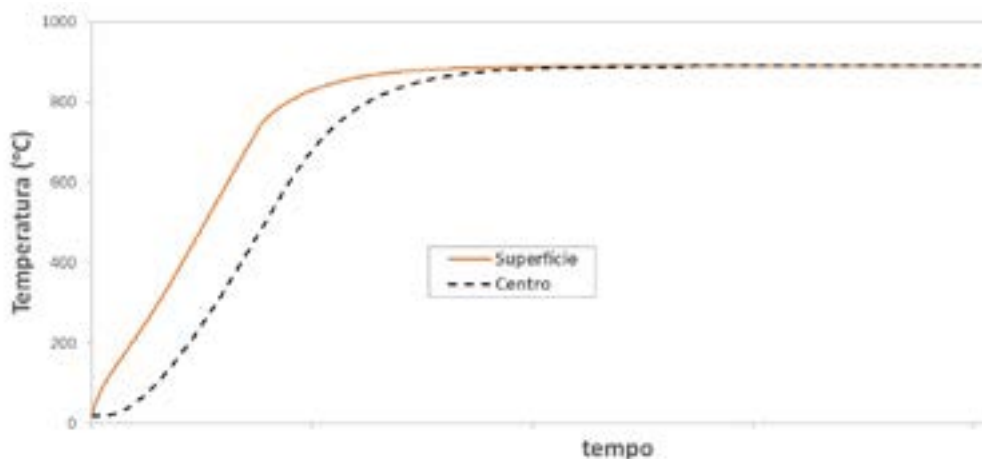


Figura 10 – Perfil de austenitização da peça.

Considerando-se que a possibilidade de abertura de defeitos durante o tratamento térmico seja no centro do eixo, analisou-se a variação da temperatura e as tensões atuantes nessa região. O perfil de temperatura mostrado na Figura 11 (a) indica que a transformação de fases no centro, começou a partir do tempo de resfriamento de 200 min, aproximadamente, tendo em vista o calor latente de transformação que perturbou o perfil decrescente da temperatura. Até esse momento, houve um relativo aumento da tensão média, a qual foi reduzida consideravelmente quando da transformação de fases naquele ponto, atingindo valores negativos e, portanto, indicando tensões majoritariamente compressivas, como pode ser verificado na Figura 11 (b). Já a tensão efetiva, mostrada na Figura 11 (c), apresentou valores considerados relativamente baixos ao longo do resfriamento no ponto central. Assim, sugere-se haver pouca ou nenhuma possibilidade de abertura de defeitos no centro da peça durante o seu processo de normalização.

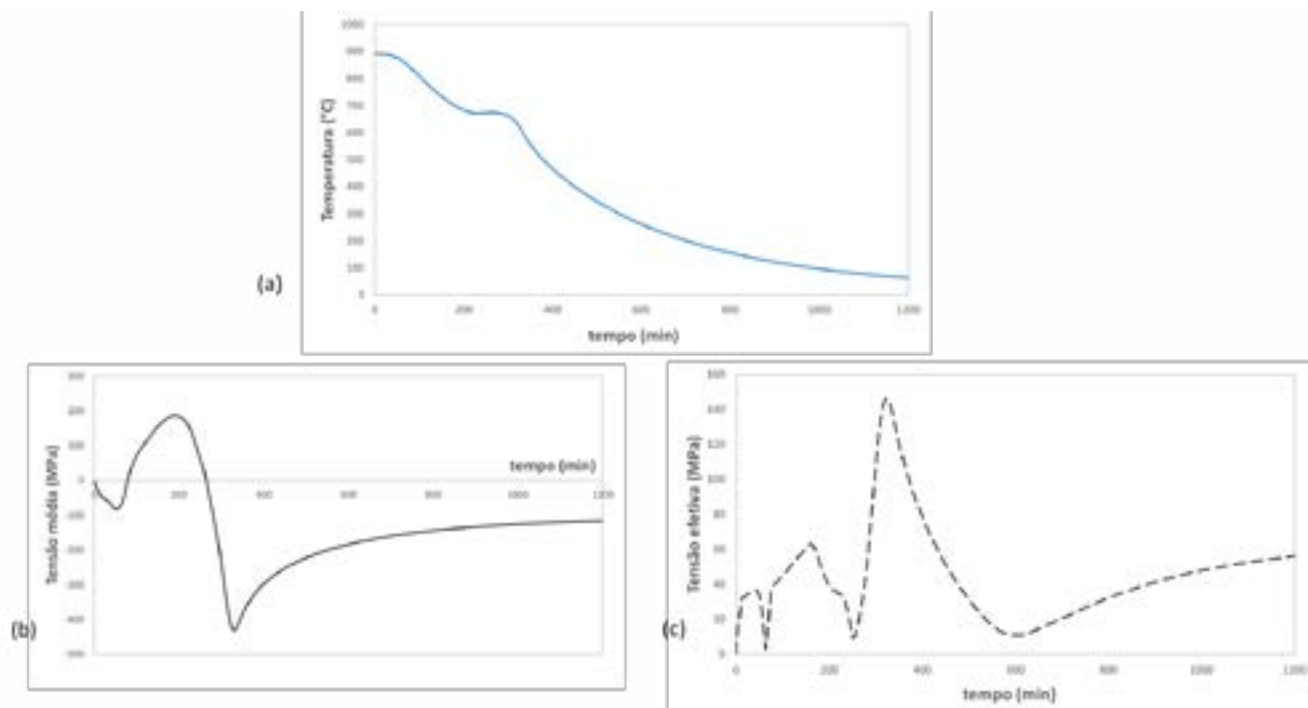


Figura 11 – Resultados simulados para o centro da peça durante a normalização: (a) temperatura, (b) tensão média e (c) tensão efetiva.

## 5. Têmpera e revenimento

O estágio de aquecimento para a têmpera seguiu as mesmas condições realizadas para a normalização. Após a transferência para o tanque de têmpera, deu-se início à simulação no QForm do estágio de têmpera em óleo, com duração de 90 min. Observou-se queda da temperatura no centro da peça para um intervalo de 715 e 722 °C, dependendo das condições de agitação. Já a tensão média (Figura 12 (a)) apresentou um expressivo aumento, enquanto a tensão efetiva se manteve em um valor muito baixo (Figura 12 (b)). Esta condição representa uma triaxialidade de tensões significativamente positiva, na qual a tensão efetiva baixa não deforma o material plasticamente, mas as tensões principais são muito trativas e tendem a abrir ou criar eventuais defeitos na região central da peça.

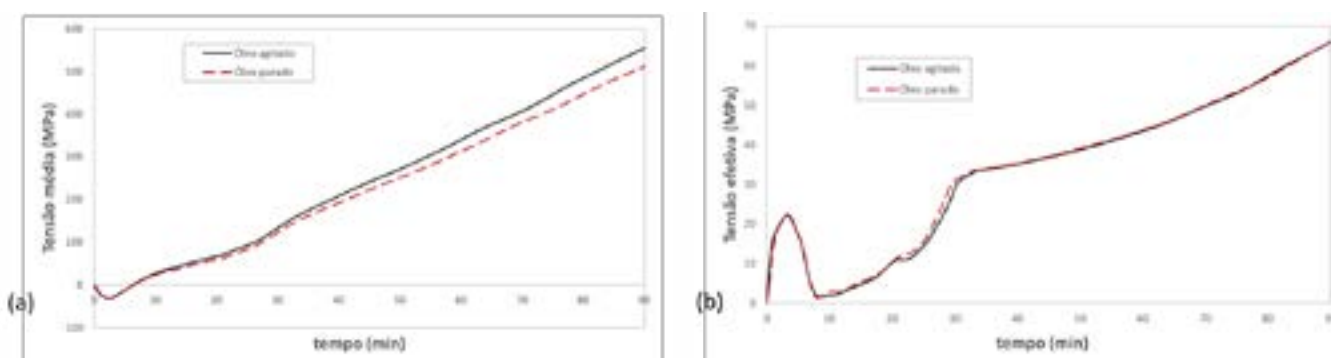


Figura 12 – Resultados simulados para o centro da peça durante a têmpera em meio parado e agitado: (a) tensão média e (b) tensão efetiva.

Após o estágio de têmpera, simulou-se os estágios de transferência para o forno de revenimento, o revenimento e o resfriamento ao ar. O estágio de revenimento considerou um aquecimento em rampa até a temperatura de 450 °C e a manutenção desse patamar por um tempo relativamente longo. Observou-se variações significativas na tensão média somente entre a têmpera e o período inicial da realização do revenimento. Assim, a partir da condição de têmpera em óleo agitado, foi verificado o perfil de temperatura mostrado na Figura 12 (a) e os perfis de tensão média e de tensão efetiva mostrados na Figura 12 (b). O momento de transferência entre a têmpera e o revenimento está indicado no gráfico.

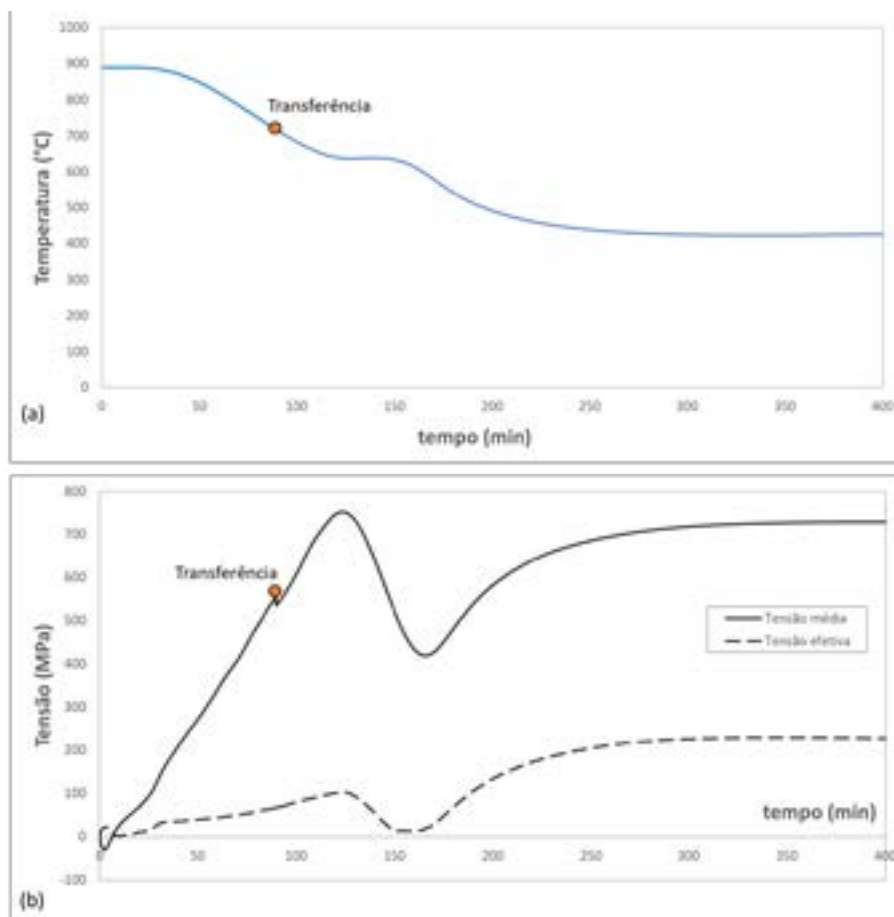


Figura 12 – Comportamento no ponto central da peça durante a têmpera e o início do revenimento: (a) temperatura e (b) tensões média e efetiva.

É notório que a tensão média durante a têmpera aumenta consideravelmente, como visto na Figura 12 (b). Esse aumento na tensão média continua em evolução mesmo após a têmpera, já durante o revenimento. Enquanto isso, a tensão efetiva é relativamente baixa, implicando em pouca ou nenhuma deformação plástica no ponto central da peça. Logo, obtém-se uma condição de acentuada triaxialidade de tensões, combinada com uma temperatura elevada, a qual propicia haver a abertura de vazios não caldeados previamente no processo de forjamento.

Quando a tensão média atingiu aproximadamente 750 MPa, a transformação de fases no ponto central perturbou os perfis de temperatura e de tensões, havendo posteriormente uma estabilização das tensões durante o revenimento. Ainda assim, a tensão média se manteve em um patamar alto, o que poderia vir a contribuir para uma abertura de vazios. Entretanto, compreende-se ser mais provável que a abertura dos vazios tenha ocorrido durante a têmpera ou no início do revenimento, dada a combinação mais proeminente de elevada tensão média, baixa tensão efetiva e alta temperatura.

## 6. Conclusões e considerações finais

A análise pelo método dos elementos finitos mostrou fundamentalmente as razões pelas quais é possível haver a abertura de vazios centrais durante o tratamento térmico, os quais não foram caldeados durante o forjamento em matriz aberta da peça. Correlacionaram-se as condições de processo, as temperaturas, as transformações de fases e as tensões envolvidas com foco na compreensão da ocorrência de abertura de vazios observados após o tratamento térmico. Novos estudos voltados à elaboração de modelos cada vez mais precisos, bem como a alteração dos parâmetros de processo para a redução da triaxialidade de tensões serão desenvolvidos.



## REFERÊNCIAS

- [1] Helman, H., Cetlin, P.R. *Fundamentos da conformação mecânicas dos metais*. 2ª Edição: Belo Horizonte – MG. Editora Artiber, 2010.
- [2] Chiaverini, V. *Tratamento térmicos das ligas ferrosas*. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1987.
- [3] Medeiros, M., Stemler, P.M.A., Duarte, A.S. *Combinação de meios de resfriamento para a redução de ocorrência de trincas em têmpera de barras forjadas*. 38° SENAFOR. Porto Alegre, 2018.
- [4] Duarte, A.S.; Pedrosa, T.A., Gonzalez-Mendes, J.L., Jiang, X., Cetlin, P.R., Altan, T. *Distortion in quenching an AISI 4140 C-ring – predictions and experiments*. *Materials and Design*, 42 (2012) 55–61]



# Operator in the Loop Control of Open-die Forging Based on Fast Models and Process Optimization

F. Rudolph <sup>(1)</sup>N. Reinisch <sup>(2)</sup>G. Hirt <sup>(3)</sup>

## ABSTRACT

One of the main goals in open-die forging is achieving good mechanical properties by generating a homogeneous and fine grain size. During forging small deviations from the pass-schedule might add up to unacceptable errors and therefore, this paper proposes the concept and implementation of an Online Forging Monitor. For this purpose, fast models for strain, temperature and microstructure, which have been developed in the past, are coupled to a newly developed measurement system, in which a thermographic camera image correlation algorithm is used to capture the geometrical evolution of the ingot during the forging process. The measurement results together with machine data are then used as input for the fast models and allow for an online-monitoring of these most decisive process parameters. The results show that the proposed concept cannot only be applied to realize an online-monitoring of open-die forging processes but can also be used as a tool for control of material and process properties when coupling the monitor with a conventional optimization or artificial intelligence algorithm.

**Key words — Open-die Forging, Fast Process Models, Assistance System, Process Control, Process Optimization, Reinforcement Learning**

## 1. INTRODUCTION

In addition to achieving the desired geometry, the aim of open die forging is to improve the mechanical properties of the component by transforming the coarse cast microstructure into a fine deformation structure. In order to ensure this transformation, the forging process is designed in such a way that a sufficiently high and homogeneous deformation is introduced into the forging part.

Today, the forging process is mainly done manually or semi-automated by following a geometry based pass schedule that does not take the part properties into account. The numerical simulation (FEA) enables calculation of part properties but is very complex due to the large amount of forming steps and requires a lot of computing effort. Therefore, a process control that takes the part properties into account is only possible to a limited extent.

Another possibility, apart from FEA, to calculate the most important process variables in a short time is the development and application of fast models for temperature, equivalent strain and microstructure. The hereby presented paper aims at an application of such models for online monitoring, process optimization and control in industrial open-die forging. Regarding online monitoring, the models are capable of visualizing the workpieces' properties during forging to provide additional information

<sup>(1)</sup> Institute of Metal Forming, RWTH Aachen University, Germany, [fridtjof.rudolph@ibf.rwth-aachen.de](mailto:fridtjof.rudolph@ibf.rwth-aachen.de).

<sup>(2)</sup> Institute of Metal Forming, RWTH Aachen University, Germany.

<sup>(3)</sup> Prof. Dr. Ing.; Institute of Metal Forming, RWTH Aachen University, Germany.

during the process, which also opens the possibility of an in-process control especially of the parts' microstructure.

By coupling the models to adequate optimization algorithms, it is possible to react to deviations, e.g. wrong height reduction, during the process to ensure the intended final properties. Classical optimization algorithms show relatively high calculation times, finally, a new approach for the optimized process design using a reinforcement learning algorithm is described.

## 2. STATE OF THE ART

There are some approaches for the use of assistance systems for property control in open-die forging. Grisse et al. [1] and Heischeid et al. [2] present the model "Forge to the Limit", which is used to optimize the process online with regard to the reduction of the spread and has been integrated into the control of forging manipulators. The objective is thus to achieve the greatest possible increase in length and is therefore purely related to the geometric properties of the workpiece. In addition, the model can be used to optimize forging sequences by reducing the process time.

Another approach for online control in open die forging was developed by Liu and Nye [3], who use fast 2D finite element models for online calculation of the material flow, whereby the online capability of the simulation is ensured by greatly simplified meshes and boundary conditions. For each stroke to be performed, the deviation from the nominal geometry is determined online, based on the current workpiece geometry. The procedure presented in this way is not validated experimentally, but only on the basis of virtual process routes. 3D geometries are not taken into account; furthermore, for blocks with large differences between start and end geometry, the concept of spread is neglected, which leads to additional forming steps.

The industrially available measuring system "LACAM" of the company Minteq Ferrotron Division has a fast calculation model for the core deformation during drawing out. The system is able to display the current core compression of the stroke as well as for the entire process to the press operator. The online visualization is based on the part geometry and the measurement data of the forging press. With regard to a property control by Kirchhoff et al. [4, 5], suggestions are made to the press operator as to where the strokes to be forged should be positioned sensibly in order to ensure uniform core deformation over the entire ingot length. The microstructure, however, is not taken into account.

Pelster et al. [6] introduced a fast model for design and monitoring of strain and temperature for radial forging. The fast model is coupled to the ComForge pass schedule calculation program, which provides geometric data, temperature balance and process kinematics for offline calculation. Based on results from Paukert [7] and from own FEM studies, a fast calculation model for the 2D distribution of the equivalent strain in the workpiece is derived as a function of the bite ratio and the strain. As a temperature model a 1D FEM model is used, which is corrected by a heat balance calculation. The microstructure and property calculation is carried out using the semi-empiric Matilda program, which provides offline calculations. Furthermore, the overall model can be used online based on measurement data and then provides information and recommendations for process continuation. The model is validated with the forging of an Alloy 718 ingot and shows good agreement with 3D FEM simulations and grain size measurements at two locations.

Sinczak et al. [8] realized the diameter and length determination of axially symmetric components and crankshafts by a manually operated laser measuring system. The approach is suitable for in-process geometry measurement, but does not offer any functionality as an assistance system or for property control.

The system "3D-Portal" of the Italian manufacturer Tecnogamma allows the measurement of components in open-die forging similar to the system "LACAM" with up to five laser scanners [9]. However, in contrast to LACAM it does not allow online measurement during the forging, but only between or after the process. It is used for adjustment between nominal and actual geometry, especially for straightening processes. In addition, there is no assistance function, e.g. with regard to strain or microstructure.

All the above described systems/approaches are unable to calculate the microstructure during the process. Similarly, the online calculation of the temperature is either impossible or limited to one value for the entire workpiece, which does not consider critical parts, e.g. the core and corners. Due to these limitations, fast calculation models have been developed for open-die forging. These models allow a calculation and prediction of decisive process parameters in open-die forging with short calculation times

based on simple mathematical formulas.

### 3. FAST MODELLING OF OPEN-DIE FORGING

At first, the fast models for temperature, equivalent strain and microstructure are introduced. The models for equivalent strain and microstructure are focusing on the core fiber of the workpiece, since cast defects, e.g. voids, mainly occur in the center part of the initial cast ingot.

#### 3.1. Modelling of Temperature

Rosenstock et al. [10] introduced a calculation model based on the Finite-Difference method (FDM) to simulate the 3D temperature field within the whole workpiece during the forging process, because an analytical calculation of the temperature field of a workpiece in open-die forging cannot be realized in a simple way. The model considers all relevant phenomena regarding the part temperature change, such as conduction, radiation, convection, heat transfer to the tools and surrounding as well as dissipation during forging strokes based on the elementary theory, refer to (1) and (2).

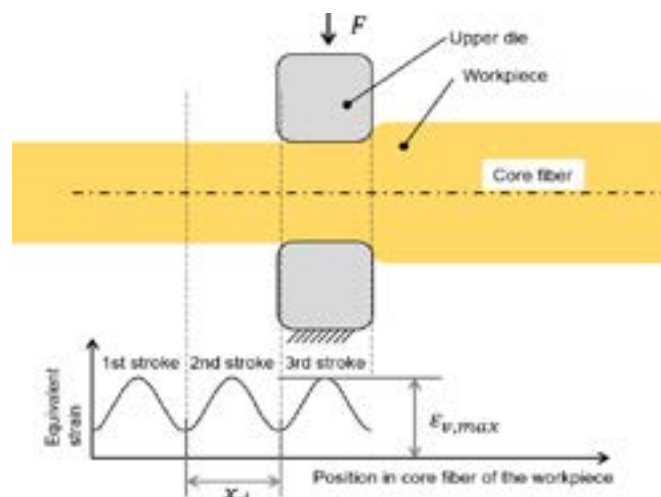
$$\Delta\vartheta = 0.9 \cdot k_{wm} \cdot \frac{|\varphi_h|}{\rho \cdot c_p} \quad (1)$$

$$k_{wm} = 1.15 \cdot k_{fm} \cdot \left( 1 + \frac{1}{2} \cdot \mu \frac{s_b}{h} + \frac{1}{4} \cdot \frac{h}{s_b} \right) \quad (2)$$

Where  $k_{wm}$  is mean resistance to deformation of the stroke,  $\varphi_h$  is true plastic strain in height direction of the stroke,  $\rho$  is density,  $c_p$  is specific heat,  $s_b$  is bite length,  $h$  is height and  $\mu$  is friction coefficient. The temperature increase by dissipation  $\Delta\vartheta$  is modelled as a mean value for the whole deformed volume of a single stroke following the elementary theory.

#### 3.2. Modelling of Equivalent Strain

Fast models for the calculation of strain along the core fiber of a forged workpiece have been investigated on a wide range. First approaches were given by Stenzhorn [11] and Kopp [12] 40 years ago, which allowed a rough estimation of the strain distribution by a linear interpolation of the values. Siemer [13] extended the model with an approximation of the evolution of the equivalent strain using a  $\sin^2$ -function. Following the approach of Siemer, Franzke et al. [14] adapted a model, which calculates the strain of the deformed zone between the forging dies based upon the length change during forging with two empiric parameters for two-dimensional cases. Recker et al. [15] applied this model to the calculation of strain distribution after more than one forging pass.



**Figure 1:** Calculation of the equivalent strain along the core fiber

$$\varepsilon_{V,\max} = 2\alpha \cdot \ln \left( 1 + \frac{\Delta l}{x_d} \right) \quad (3)$$

$$x_d = s_{B_0} (q_{x_d} + 1) \quad (4)$$

Since these models were developed for a two-dimensional case only, Recker [16] adapted the strain model towards three-dimensional forging processes by calculating the maximum equivalent strain of a single forging stroke based on the elementary theory, see (3).

He also enhanced the model so that only one empiric parameter is required, refer (4). The remaining empiric parameter  $q_{x_d}$ , which is the normalized length of the forming zone, is based on FEM studies and is used for the calculation of the forming zone length of one stroke  $x_d$ .

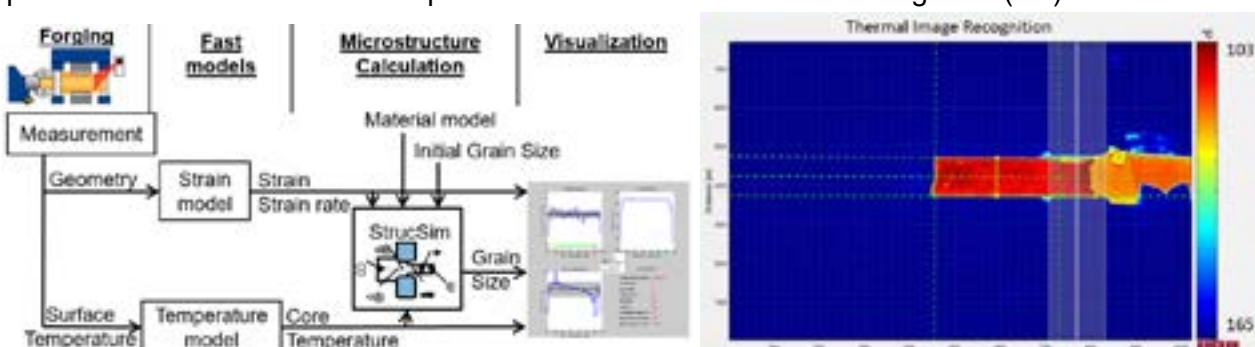
The principle of the calculation is shown in Figure 1, where every stroke itself imposes a  $\sin^2$ -distribution of equivalent strain to the core fiber. The maximum can be found in the center of the forming zone of each stroke. To obtain the distribution of the equivalent plastic strain for the whole process or intermediate process steps, the equivalent strain for all single strokes is super-positioned for the analyzed forging sequence.

### 3.3. Modelling of microstructure

Within the concept of fast models, microstructure calculation is realized by using temperature and strain model as input for the semi-empiric microstructure calculation “StrucSim” as presented by Karhausen [17], which is able to calculate grain growth, static and dynamic recrystallization. The calculation is based on the implementation of constitutive equations, which describe material properties as mean, minimum and maximum austenitic grain size and recrystallized fraction depending on equivalent strain, strain rate and temperature of the workpiece. The microstructure of the workpiece itself is subdivided for every timestep following the equations of Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) into a recrystallized and a non-recrystallized fraction. Each fraction of the microstructure is then separately calculated using the JMAK-equation so that, depending on the forming parameters, a further diversification of the microstructure is possible.

## 4. ONLINE MONITORING

Since the presented models are able to calculate the most decisive process parameters within seconds [18], the next step to enable a reaction on process deviations is to realize online monitoring of equivalent strain, temperature and grain size in the core fiber of the workpiece. To calculate and monitor the current properties of the workpiece during forging, the models are coupled with a thermographic camera for temperature and geometry measurement. Afterwards, the length change of the workpiece is determined using the geometry data. The equivalent strain can now be calculated, since the only input for the above introduced equivalent strain model are the length change and the bite ratio. The temperature distribution can be calculated using the surface temperature as a boundary condition of the temperature model. With the results of those two models the input for the microstructure model has been created: Temperature, strain and strain rate. Finally, the model results are visualized using a MATLAB graphical user interface. This concept of the online monitor is shown in Figure 2 (left).



**Figure 2:** Concept of online monitoring (left) and geometry detection from thermal camera measurement (right)

Using this concept, it is possible to calculate the equivalent strain, temperature and microstructure during forging to improve documentation and to allow for the analysis of the effect of process deviations on the resulting properties of the workpiece. A successful realization of the online monitoring approach mainly depends on the implementation of adequate sensors to determine the surface temperature and the geometry of the workpiece during forging.

Since laser-based measurement systems such as “LACAM” by Ferrotron are very expensive and complex to implement, the approach to realize an camera measurement of the workpiece geometry was



followed. For this purpose, the commercially available infrared Thermocamera VarioCam 880 HD by InfraTec is used to measure the workpiece during forging. The surface temperature can be directly determined from the measured data and serves as input for the temperature model while the workpiece geometry is obtained with the MATLAB-implemented Sobel edge detection algorithm. It is necessary to detect measurement errors caused by oxide scale falling off the workpiece or undesired bending. Since in hot open-die forging the workpiece is significantly warmer than the surrounding, the edge detection can be realized with a sufficient accuracy, as schematically visualized in Figure 2 (right) in the graphical user interface (GUI) of the ingot detection.

The measurement data is then used as input for the fast models, where the results are visualized online for the operator in a GUI, which is shown in Figure 3. The visualization of equivalent strain, grain size and temperature during the actual forging operation allows the press operator to gather information about the products' properties and to react, if e.g. a non-fully recrystallized microstructure threatens to occur in a certain part of the workpiece because of a deviation in handling.

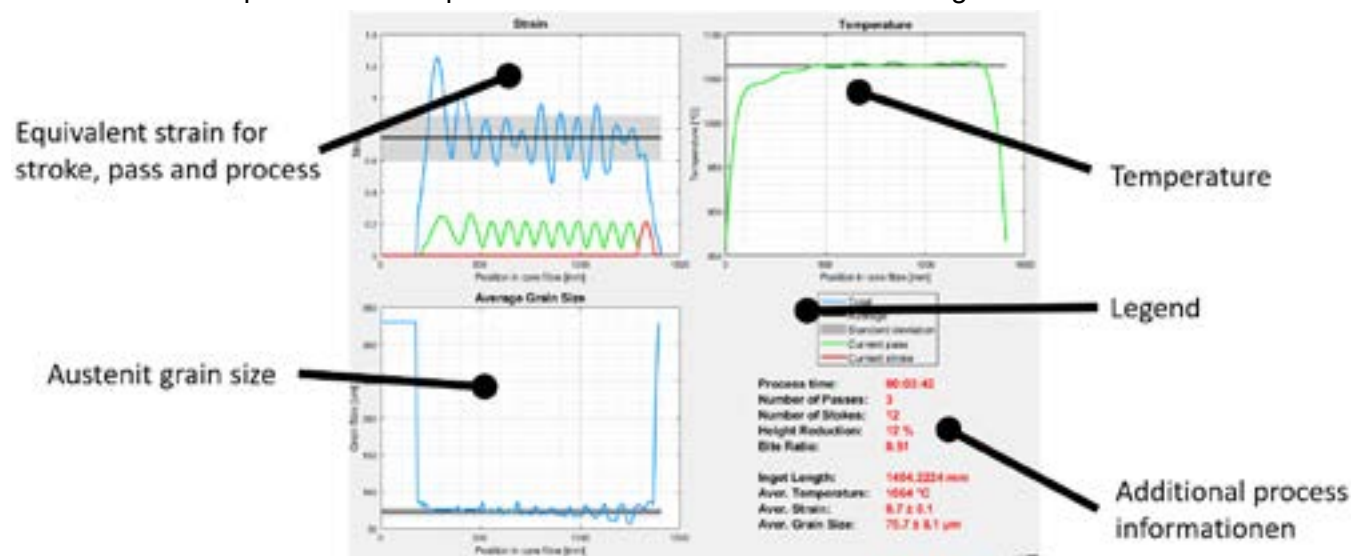


Figure 3: GUI of the online monitor

To demonstrate an application of the online monitoring, an ingot from C45 was forged on a 6.3 MN hydraulic forging press from an initial cross-section of 150 x 150 mm<sup>2</sup> to a final cross-section of 105 x 105 mm<sup>2</sup> in six forging passes. A bite ratio of 0.5 and an average height reduction of 16 % were realized. The initial furnace temperature was set to 1150 °C with a 4-hour heating time.

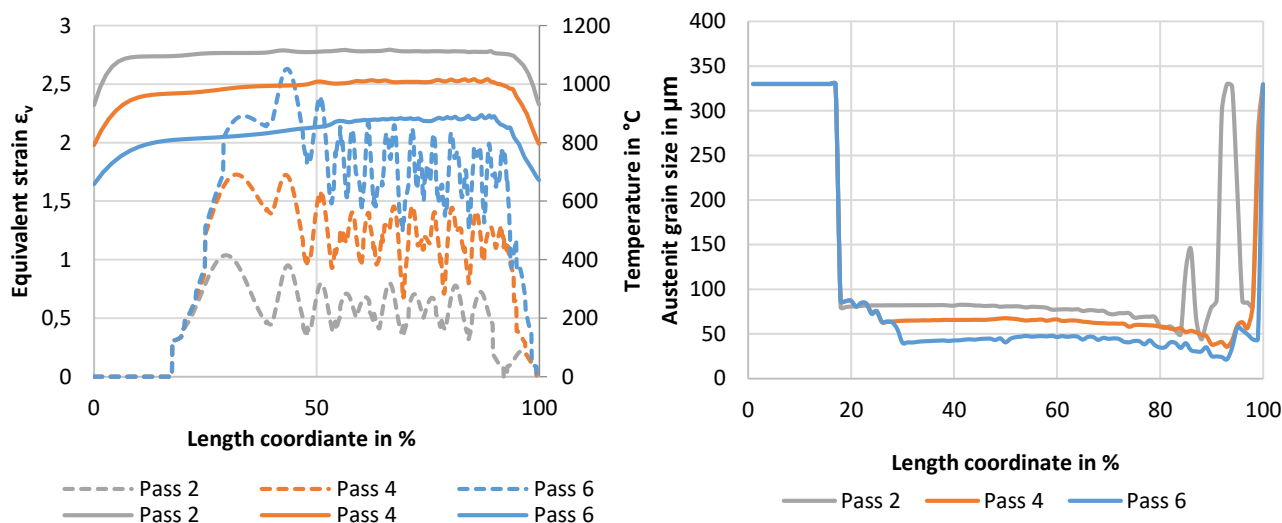
During forging, the above described online monitor was used to visualize equivalent strain, temperature and grain size within the workpiece for the press operator.

Figure 4 (left) exemplarily visualizes the equivalent strain along the core fiber after the second, fourth and last pass. Due to the chosen forging parameters and since no bite shift was applied, a rather inhomogeneous strain can be observed. Since the workpiece was held by the manipulator gripper at the left end, no equivalent strain is imposed to this part of the workpiece. The significant peak at the left end close to the gripper results from the forging direction “withdrawing”, as the first stroke of every pass is realized with the full width of the forging die leading to a larger bite ratio for these strokes.

Starting from an initial temperature of 1150 °C, the temperature decreases due to radiation and convection. The large temperature drop at the edges of the workpiece results from the large surface to volume ratio in these parts of the workpiece. For all graphs, a slight increase from the left to the right end can be observed which directly results from the chosen forging direction and the temperature increase due to dissipation. Since the workpiece is forged from the left to the right end, at the right end less cooling has taken place, so that the temperature increase due to dissipation can still be observed. By contrast, at the left end of the workpiece, a stronger cooling of the workpiece has already taken place.

The grain size distribution along the core fiber is given in Figure 4 (right). Starting from the initial grain size of 330 µm the grains almost fully recrystallize in the deformed area of the workpiece. After the second pass there are some parts that do not experience sufficient deformation for recrystallization, compare Figure 4 (left, grey dashed) and Figure 4 (right, grey). After an additional two passes the equivalent strain is high enough to reduce the grain size. A slight decrease from left to right can be observed, because of the chosen forging direction. Grain growth starts immediately after the forging

stroke and the right end of the workpiece gets deformed first. Due to reduced speed of recrystallization at low temperatures the later passes achieve a lower



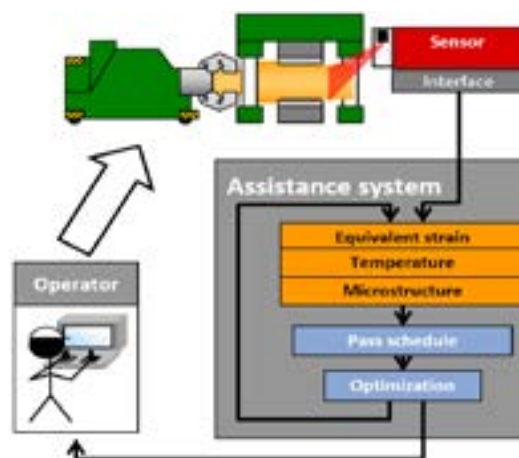
**Figure 4:** Equivalent strain (dashed) and temperature along core fiber (left) and grain size along core fiber (right)

grain size. After six passes the average grain size reaches 46  $\mu\text{m}$  excluding the head and tail.

The results show that by coupling the fast models to sensors for temperature and workpiece geometry an online process visualization in open-die forging was successfully realized. The program is able to show the equivalent strain, temperature and average austenitic grain size online to the press operator and thus enables a “view into the workpiece” while the forging operation is still carried out.

## 5. PROCESS OPTIMIZATION IN AN ASSISTANCE SYSTEM

Besides online monitoring, fast models can also be used in an approach for online-optimization of open-die forging processes. Due to the small calculation times of the fast models, the optimization might be used for an online adaption of the pass schedule in forging, if e.g. a disturbance leads to a deviation from the intended forging schedule. By that, the vision of realizing an assistant-system for the press operator, as schematically visualized in Figure 5, becomes possible. In this vision, the fast models are used to calculate the current properties of the workpiece during forging and compared to the process planning, given by the pass-schedule. If a deviation from the ideal pass-schedule, e.g. through handling inaccuracies, is observed, optimization algorithms are used to adapt the pass-schedule online to achieve the intended final properties.



**Figure 5:** Vision of an assistance system for open-die forging

In this context, one main challenge in open-die forging is given by the complexity of this forming process. Due to the incremental nature and large number of forging steps, a nearly infinite number of process variations exist leading to a wide range of possible pass-schedules. A forging process consists of up to many hundred forming steps and the majority of the identified input parameters, such as bite

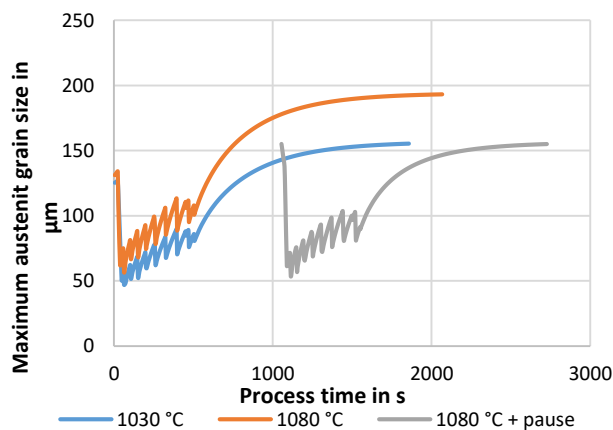
ratio, height reduction or press velocity, can be varied for every forging pass. Thus the required optimization for the assistance system is very complex regarding the correlations between input parameters and their effect on the process. Table 1 summarizes the input parameters, which can be varied during forging and the corresponding effect on the process.

**Table 1:** Parameter and corresponding effect

Parameter:	Has an influence on:
Starting / Furnace temperature	Forging force, Feasible total process time, Grain growth
Transporting time, waiting time	Temperature gradient in the workpiece, Forging force
Waiting time between passes	Temperature, Microstructure, Total process time
Press velocity	Total process time, Ingot temperature, Recrystallization
Bite ratio	Equivalent strain, Forging force, Recrystallization, Process time
Height reduction	Forging force, Recrystallization, Total process time

In order to demonstrate the principle of the assistance system, the fast models are used for the design and calculation of a large industrial forging process, in which a billet of 42CrMo4 (1.7225) with the dimensions 700 x 700 x 2000 mm<sup>3</sup> is virtually forged in ten passes to 400 x 400 x 6125 mm<sup>3</sup>. The process designed with the help of the fast models has an average height decrease of 15 % and a bite ratio of 0.6. At a workpiece starting temperature of 1030 °C and a transport time from the furnace to the forge of 120 s, a maximum final grain size of 155 µm in the core fiber is expected, see Figure 6.

Now it is assumed that due to a wrongly given furnace temperature, the part was heated to 1080 °C. Assuming that the process continues without modification, the maximum grain size in the core fiber is 193 µm, which degrades the mechanical properties of the product compared to the initial process parameters. In such a case, it is not apparent how to still achieve a small grain size as desired/necessary for good mechanical properties. However, the fast models offer an opportunity to resolve this challenge by coupling them to an optimizer- here the MATLAB based “patternsearch” - which adapts the process to achieve the desired maximum final grain size.



**Figure 6:** Grain size for the planned process and observed deviation

The optimizer needs a calculation time of approx. 60 s to optimize the grain size. In this case, the system first checks whether the permissible forging temperature has been exceeded and interrupts the process if the answer is positive. In this example, an interruption is not necessary and the assistance system suggests leaving the component lying for 1050 seconds before the first pass, in order to reduce the temperature of the workpiece and its grain size. The height reduction and the bite ratio are also decreased slightly in order not to exceed the maximum press force.

This example demonstrates that by coupling the fast models to optimization algorithms it is possible to realize an adaption of the pass-schedule to insure or improve the expected final properties of the workpiece. An integration of the optimization into an assistance system is a promising approach for the improvement of industrial open-die forging processes. However, in general only short calculation times are permissible to generate an optimized pass schedule after a deviation from the scheduled process. In many cases, the above mentioned calculation time of 60 s is too large for an assistant system. Hence,

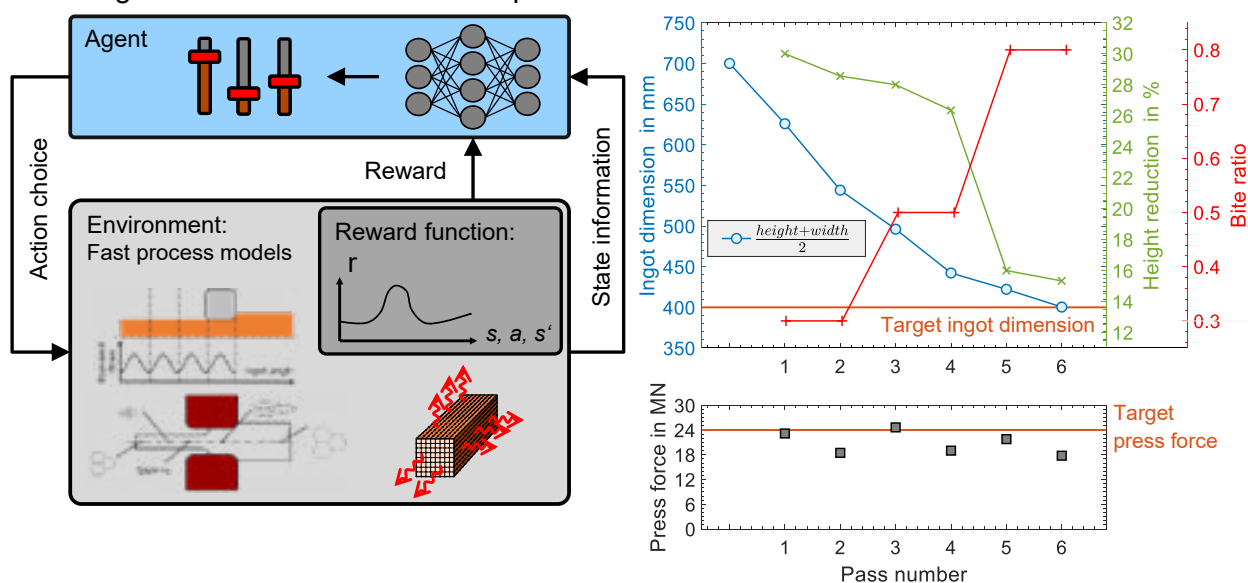
other methods need to be explored to remain in the permissible time window.

## 6. PROCESS DESIGN USING REINFORCEMENT LEARNING

In addition to conventional optimizers, reinforcement learning (RL), a subclass of machine learning, also offers possibilities for optimization and thus for the design and control of forging processes. Through a training process reinforcement learning algorithms learn how to behave optimally in different situations. If the training process was completed successfully, learned rules of conduct enable the RL algorithm to calculate optimal solutions for various problems quickly. Hence, compared to traditional optimizers that start their calculations after a process deviation has occurred (cf. Section 5), RL algorithms carry out necessary heavy calculations in advance, memorize optimal solutions for different situations and can provide them in very short time afterwards.

In addition, some RL algorithms like the Double Deep Q-Learning (DDQL) algorithm partially use neural networks for the representation of their rules of conduct (cf. Figure 7 left). Neural networks are able to map highly nonlinear interrelations, which are common in open die forging. Therefore, reinforcement learning offers a high potential for the design and control of complex processes like open die forging. This advantages might open up the possibility of significantly accelerating the process optimization in the assistant system by replacing classical optimization algorithms with reinforcement learning ones.

In first investigations, a “Double Deep Q-Learning” (DDQL) algorithm [19] was implemented in MATLAB to design optimized open die forging processes [20] and hence, to serve as a proof of concept for the process design in open-die forging with reinforcement learning. The algorithm contains two main components: The agent and the environment (cf. Figure 7 left). The agent is the acting part of the algorithm while the environment describes the consequences and the quality of the action. The algorithm aims to design pass schedules that result in the desired final geometry in as few passes as possible while making the best use of the available press force.



**Figure 7:** Flow chart of the RL algorithm (left) and diagram of an optimized pass schedule design with the trained RL algorithm (right)

A training process was carried out, in which the state of the environment corresponds to the current state of the forging block and contains not only the ingot geometry but also information about the temperature distribution and the present equivalent strain distribution. This ingot state is then used by the agent to select actions, which include the selection of the bite ratio and the height reduction of the next two passes. Afterwards, the environment calculates the state change of the forging block using the Fast Process Models (see Figure 9 and Chapter 3) based on the initial ingot state and the agent's action selection. Finally, the information about the new ingot state is passed to the agent along with a reward determined by the reward function (see Figure 7 left). This procedure is repeated until the training process is completed. Since the reward function is a mathematical representation of the optimization goals, the reward represents the quality of an action choice in a specific state and serves the agent to optimize its behavior iteratively throughout the training process.

To demonstrate the feasibility of RL algorithms for the design and optimization of open-die forging processes the DDQL algorithm was trained on forging processes similar in scale to the industrial forging process presented in Chapter 5. Afterwards, a pass schedule was designed for a billet of 42CrMo4 with an initial temperature of 1050 °C that shall be forged on an open-die forging press with a maximum press force of 30 MN. The target force for the pass schedule design is 24 MN corresponding to 80% of the maximum press force. The initial ingot has a square cross section with an edge length of 700 mm and is drawn out to a final geometry with square target cross section of 400 x 400 mm<sup>2</sup>. The initial ingot length is set to 2000 mm. The training process was carried out 5 times to be able to estimate randomly afflicted influences, such as the initialization of the used neural networks, and all trainings successfully converged against high rewards.

After the training, the RL algorithm generates the desired optimized pass schedule in approximately three seconds. Figure 7 (right) shows the process parameters, bite ratio and height reduction, as well as the geometrical evolution of the ingot and the resulting press force applied over the pass number. The optimized forging process precisely creates the target geometry while minimizing the amount of passes within the given conditions. At the same time, the available press force is utilized well. Since the algorithm designs square forging processes, after every second pass a square cross section is present. Hence, the process parameters of even passes cannot be chosen independently resulting in lower press forces. All in all the good optimization result and the short calculation time show the potential of reinforcement learning algorithms for the design and optimization of pass schedules in open-die forging.

Since these first investigations on using RL for the design and optimization of forging processes so far only cover offline process design and do not consider part properties like the grain size, the algorithm shall be further developed in the direction of online property control. Therefore, in future work the input space of the algorithm regarding the permissible input ingot states (geometry, temperature, equivalent strain, ...) shall be extended so that each possible intermediate state of the forging process represents an admissible input for the RL algorithm. This extension would allow the presented RL algorithm to be used in the presented assistance system using the current state of the forging ingot calculated by the fast models for the control of process parameters like the press force during forging.

Furthermore, part properties like the grain size or the equivalent strain distribution shall be included in the reward function of the algorithm in the future. Hereby, in addition to process parameters such as the press force, part properties can be taken into account in the pass schedule design and control of open-die forging processes, as demonstrated in Section 5.

## 7. CONCLUSION

The following three conclusions can be drawn regarding the application of fast models for open-die forging:

- The fast models can be used to monitor the most important process variables during the process. This principle was successfully implemented at IBF with the help of a thermal camera as a sensor. This enables to visualize the temperature, equivalent strain and microstructure and thus to identify areas with too little deformation or only partially recrystallized microstructure.
- The vision of an assistance system for open die forging was also presented, in which the fast models serve as soft sensors for the workpiece properties. The fast models are used to compare the actual properties with the properties expected from process planning. In case of a process deviation, a MATLAB-based optimization algorithm is used to make a proposal for a process adaptation. As an example, the adaptation of the pass schedule for a different furnace temperature was presented. Here, the desired final grain size could be maintained despite the deviation by a waiting time of 1050 seconds.
- The feasibility of reinforcement learning was shown by the implementation and training of a DDQL-algorithm for the optimized pass schedule design of forging processes. The designed pass schedules generated the desired final geometry reliably while using as few passes as possible and utilizing the available press force well. Depending on future work, reinforcement learning algorithms might be used instead of optimization algorithms to generate optimized pass schedules even faster. In the presented case, the calculation time for one optimized pass schedule was reduced by the factor 20 to 3 s.



Overall, fast models are a promising approach for improving the forging process in terms of process monitoring and control. The fast models allow the realization of an assistance system. However, a significant speed improvement of the optimization is necessary if process deviations in short processes are to be reacted to. In the future, the usage of reinforcement learning algorithms might realize this acceleration.

### ACKNOWLEDGMENT

The work on the classical optimization algorithms was funded by the Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG, German Research Foundation) under Germany's Excellence Strategy – EXC-2023 Internet of Production – 390621612.

The work regarding the reinforcement learning approach for optimal pass schedule design was funded by the Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG, German Research Foundation) - 452539735.

### REFERENCES

- [1] Grisse, H.-J., Betz, H., Dango, R., Computer Optimized Integrated Forging, Park, U. (Pub.), 13th International Forgemasters Meeting: Advances in Heavy Forgings, Pusan, Korea, 1997.
- [2] Heischeid, C., Betz, H., Dango, R., Computerised Optimisation of the Forging on a 3.300 Tons Open Die Forging Press, Verein Deutscher Eisenhüttenleute (Pub.), 14th International Forgemasters Meeting, Wiesbaden, 2000, p. 132–136.
- [3] Liu, W., Nye, T.J., Adaptive Control for Intelligent Open Die Forging; ASME, International Mechanical Engineering Congress and Exposition, Anaheim, USA, 2004, p. 759–766.
- [4] Kirchhoff, S., Lamm, R., Müller, N., Rech, R., Laser Measurement on Large Open Die Forging (LaCam Forge), Steel Castings and Forgings Association of Japan (Pub.), 15th International Forgemasters Meeting, Kobe, Japan, 2003.
- [5] Kirchhoff, S., Method and apparatus for optimizing forging processes, Patent US 7,281,402 B2, 2007.
- [6] Pelster, H., Borowikow, A., Microstructure simulation in forging, Verein Deutscher Eisenhüttenleute (Pub.), 1st International Conference on Ingot Casting Rolling and Forging (ICRF), Aachen, 2012.
- [7] Paukert, R., Rechnerische Ermittlung von Zustandsgrößen beim Radialumformen, Berlin, Springer, (also Ph.D thesis, Universität Stuttgart), 1984.
- [8] Sinczak, J., Kowalski, J., Zurek, W., Silarski, W., Control of dimensions in open-die forging of large parts, translated from Polish, Hutnik – Wiadomości Hutnicze, 73(12), 2006, p. 547–551.
- [9] Libralesso, E., Vassena, G., Sgrenzaroli, M., Dimensional Control During Forging: Innovative 3D Laser Measuring System, Forging Industry Association (pub.), 18th International Forgemasters Meeting, Pittsburgh, USA, 2011, p. 339–343.
- [10] Rosenstock, D., Recker, D., Hirt, G., Online Analysis of Cogging Processes – Evaluation of the Equivalent Strain, Temperature and Grain Size Distribution, Steel Castings and Forgings Association of Japan (Pub.), 19th International Forgemasters Meeting, Tokyo Bay Area, Japan, 2014, p. 507–512.
- [11] Stenzhorn, F., Beitrag zur empirisch-theoretischen Vorausplanung des Freiformschmiedens großer Blöcke mit Hohlräumen, (also Ph.D. thesis, RWTH Aachen University), 1982.
- [12] Kopp, R., Stenzhorn, F., Zum Problem des Schließens von Hohlräumen beim Freiformschmieden – Ergebnisse aus Labor- und Betriebsversuchen, stahl und eisen, 103(8), 1983, p. 377–382.
- [13] Siemer, E., Qualitätsoptimierende Prozesssteuerung des Reckschmiedens, Düsseldorf, Stahleisen, (also Ph.D. thesis, RWTH Aachen University), 1987.
- [14] Franzke, M. et al., Online Analysis of Grain Size Evolution for open die forging processes, International Forgemasters Meeting, Santander, Spain, 2008, p. 370-375.
- [15] Recker, D., Franzke, M., Hirt, G., Fast models for online-optimization during open die forging, CIRP Annals - Manufacturing Technology, 60, 2011, p. 295–298.
- [16] Recker, D. (). Entwicklung von schnellen Prozessmodellen und Optimierungsmöglichkeiten für das Freiformschmieden, Aachen, Shaker, (also Ph.D. thesis, RWTH Aachen University), 2014.
- [17] Karhausen, K., Kopp, R., Model for intergrated process and microstructure simulation in hot forming, steel research, 63(6), 1992, p. 247–256.
- [18] Rosenstock, D., Recker, D., Franzke, M., Hirt, G., Sommler, D., Steingießer, K.-J., Tewes, A., Rech, R., Gehrmann, B., Kirchhoff, S., Lamm, R., Online Visualization during Open Die Forging and Optimization of Pass Schedules, steel research international, 85(9), 2014, p. 1348–1354.
- [19] van Hasselt, H.; Guez, A.; Silver, D. Deep Reinforcement Learning with Double Q-Learning. arXiv **2015**, arXiv:1509.06461.
- [20] Reinisch N, Rudolph F, Günther S, Bailly D, Hirt G. Successful Pass Schedule Design in Open-Die Forging Using Double Deep Q-Learning. *Processes*. 2021; 9(7):1084. <https://doi.org/10.3390/pr9071084>



# Application of Die Cover concept to reduce wear in closed-die multi stage forging process

Diego Rafael Alba <sup>(1)</sup>

Yingyan Yu <sup>(2)</sup>

Thomas Gomes dos Santos <sup>(3)</sup>

André Rosiak <sup>(4)</sup>

Lirio Schaeffer <sup>(5)</sup>

## ABSTRACT

**Wear is the main mechanism that reduces the lifetime of forging dies used in closed-die forging. A newly proposed approach to decrease die wear is the concept of protective sheet metal forging die covers, where an inexpensive and easy-to-exchange sheet metal die cover is used to protect forging dies. After this concept has been fundamentally validated by previous studies, the presented work aims to further evaluate the process feasibility of this concept regarding more complex geometries. Thus, firstly an analysis regarding the die cover manufacturing strategy for geometries derived from industrial multi-stage closed-die forging applications was carried out. Furthermore, an application-oriented experiment of the die cover concept was conducted. Lastly, the forging process was simulated through finite element method and a comparison between protected and unprotected dies was performed. The results indicated that the die cover concept can be successfully implemented to complex closed-die geometries. Despite minor instabilities on the die cover behavior, its ability to work as a protective layer was confirmed. Based on the numerical simulation results, there is a decrease on the thermal and mechanical loads at the die surface. Additionally, the numerical results indicated that the forging die with die covers has up to 90% less wear than the forging die without die covers.**

**Key words — Die Wear, Hot closed die forging, Die Cover Concept, Tool life, Finite Element Analysis.**

## 1. INTRODUCTION

The service life of forging dies is generally limited by failures in terms of wear, plastic deformation, mechanical fatigue and thermal fatigue. According to statistic recording, 72% of forging

<sup>1</sup> MsC. Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, diego.alba@ufrgs.br

<sup>2</sup> PhD.; RWTH-Aachen

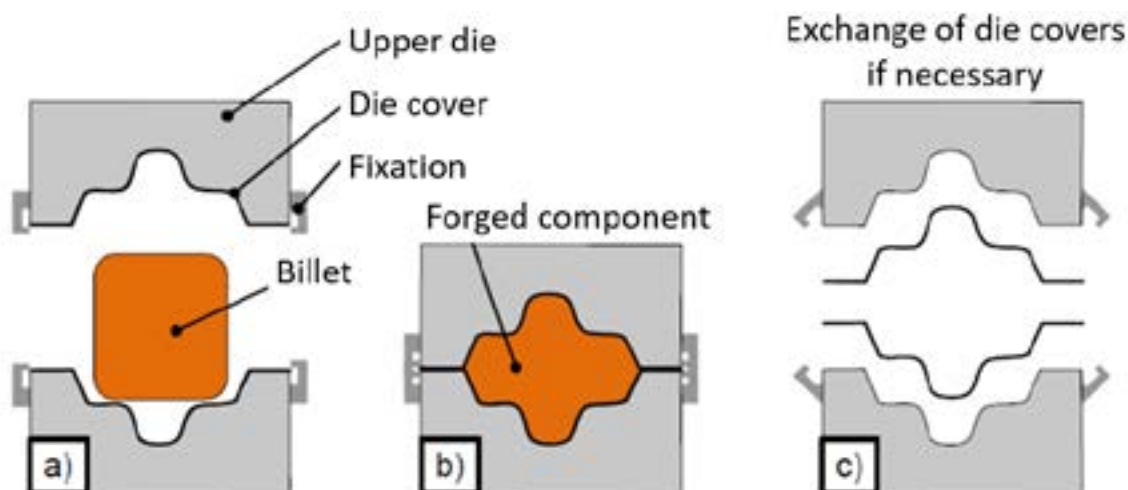
<sup>3</sup> MsC; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil,

<sup>4</sup> MsC.; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil,

<sup>5</sup> Prof. Dr. Ing.; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

dies are removed from production due to wear, while 25% due to mechanical fatigue, 2% because of thermal fatigue and 1% as a result of plastic deformation [1]. Since wear is the most influential factor that affects the service life of forging tools, researchers must develop methods to decrease this failure mode. On this context, this work aims to discuss the ability of metal sheet covers to reduce wear in hot closed die forging.

The concept introduced is the development of interchangeable metallic masks, produced from steel sheets, herein denominated die covers, for the coating of hot forging dies. The die covers help to conserve and prevent wear and deformation resulting from thermal shock and the high stresses which are present during the process. The concept of this technique is shown in Figure 13. Subsequently, the purpose of using die covers is also related to the ease of replacement and low cost compared to other protection methods [2-3].



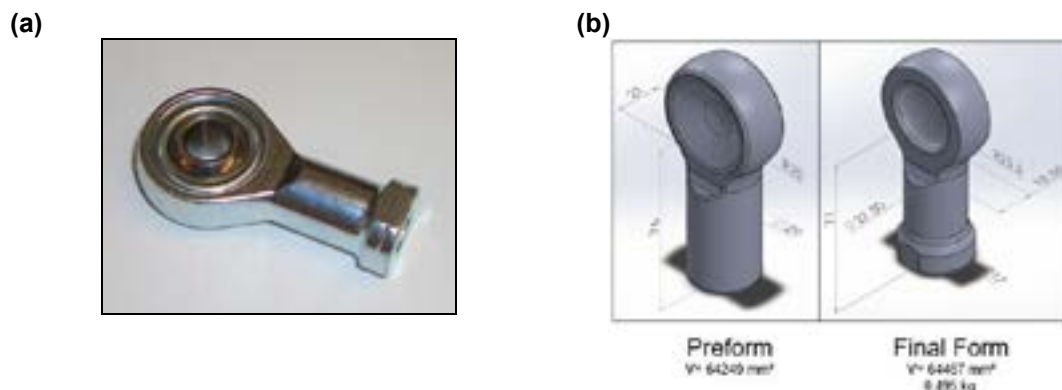
**Figure 1:** Concept of sheet metal covers (die covers) for hot forging dies. (a) Positioning of the billet. (b) Forging process. (c) Replacement of the die covers if necessary [2].

If there is no relative movement between covers and dies during the forging process, it can be assumed that wear effects will be mostly present on the covers rather than dies. Additionally, the die covers, as well as the layer of lubricant between the surfaces, form a thermal barrier which reduces temperatures in the die during the forging process, decreasing the effects of softening, plastic deformation and thermal fatigue [4,5]. Furthermore, wear is also dependent on the hardness of the material [6]. As hardness varies with temperature, lower temperatures in the die prevent a decrease in hardness, which is beneficial. Another possible advantage of this technique is related to the need to frame the engraving of the dies for the placement of the die covers. In this way, stress concentrators such as small radii or sharp corners must be machined with larger dimensions, thus decreasing the stresses in these locations. As a result, thermomechanical fatigue strength is improved.

The closed-die forging process for a common workpiece consists of multiple forming steps, thus investigations related to multi-stage forging process were performed. On this work, the geometries derived from industrial example for multi-stage closed-die forging workpieces. The objective of this work was to evaluate by numerical simulation and experimental validation if the application of multi-stage forging process might improve the applicability of the die cover concept, when less tangential movement between billet and die occurs during the single forming steps. Furthermore, the last forging step in closed-die forging is the so-called “finisher” step. In this step the final geometry of the workpiece is achieved by just a small deformation compared to previous forging steps. The aim of this working point was the investigation of the finisher step in closed-die forging, where relatively small tangential movements increase the probability of a successful application of the die cover concept.

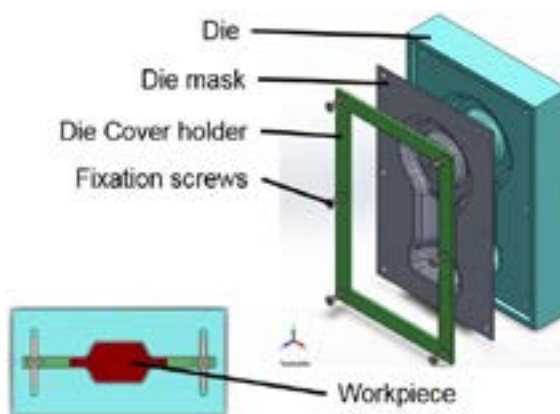
## 2. METHODOLOGY

For the analysis of the multi-stage forging process a geometry close to a mass production industrial component was chosen. Based on the DIN 12240-4 [7] standard, a tie rod end following the dimensions showed in 2b was designed for a two-stage forging process.



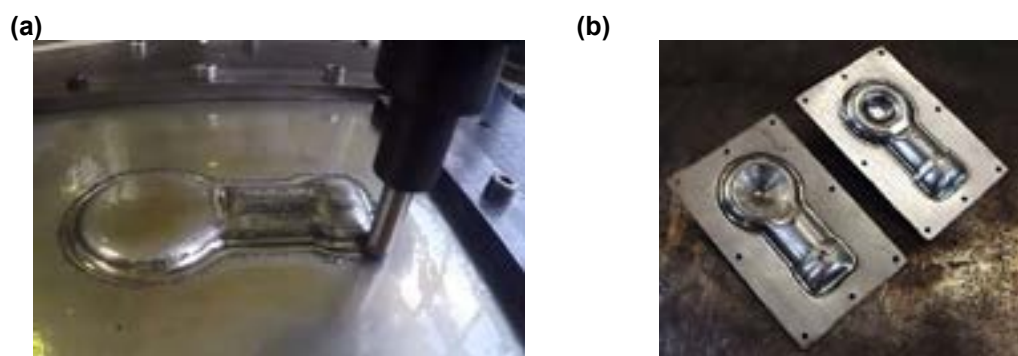
**Figure 2:** (a) Example of finished Tie Rod End; (b) Dimensions for the two-stage forged part.

Due to the application of the concept in a closed-die process, a design for fixation and integration of the die covers was proposed. The cavities of the dies were machined in such manner that allows the insertion of the die covers and the die covers holders as shown Figure 3. Hence, the lower and upper die had equivalent cavities and allowed a complete closure of the dies during the hot forging process. These forging dies were made of X38CrMoV-5-3 (1.2367) hot working steel, quenched and tempered.



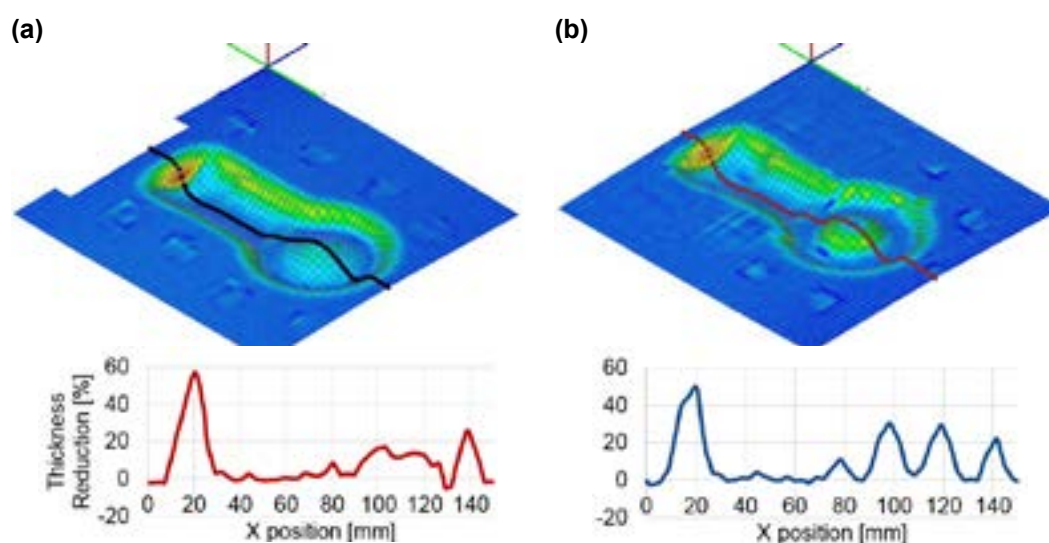
**Figure 3:** Die cover concept for closed die forging.

Regarding the die cover manufacturing strategy, the die covers were produced by an incremental sheet forming (ISF) process as shown in 4a. The forming equipment Amino DLNC-RB incremental forming machine was chosen and the forming procedure was a negative forming process carried out using a  $\text{Ø}10 \text{ mm}$  tool with a fixed support tool. The path in Z direction was  $0.5 \text{ mm}$  and the velocity was  $1000 \text{ mm/min}$ . Following previous conclusions of the project, the die covers were made of 22MnB5 (1.5528) sheets with a thickness of  $1.5 \text{ mm}$ . Examples of the manufactures die covers for both geometries are shown in Figure 4b.



**Figure 4:** (a) Incremental Sheet Forming process for manufacturing the die covers; (b) Die Covers for Pre-Form and Final form geometries.

The ISF process leads to non-uniform sheet thickness distribution. Thus, ARGUS software was used to determine the thickness distribution along the die cover. Figure a presents the results for the geometry Pre-Form whilst Figure b presents the results for the Final Form geometry. In addition, the cross-section of both geometries were evaluated and the results for thickness variation are present. It is possible to see that Pre-Form presented the higher thickness variation, of 56%, on the transition radii between cavity and undeformed sheet. The die cover for final form geometry presented the higher thickness variation at the same region, but a slightly inferior value of 50%. After these measurements it was concluded that the thickness variation on the die covers would not highly interfere on the process and the die covers would present an acceptable useful life for forging operations. Lastly, to improve the properties of die covers, heat treatment was conducted following the same procedure for the 3D geometries die covers. The covers were heated up to 900 °C and maintained at this temperature for 300 s, then quenched immediately with water.



**Figure 5:** (a) Thickness variation for die cover before forging experiments. (a) Pre-form geometry; (b) Final form geometry.

Forging experiments were carried out on an SMS 6.3 MN hydraulic forging press with a velocity being set as 50 mm/s until complete closure of the dies. The billets were made of C45 (1.0503) with a dimension of 35mm in diameter and length of 84mm. Graphite based lubricant (Lubrodal FS105) was used as the lubrication on the surface contact with billets, i.e., on die surface when without die cover and on die cover surface when with die cover. No lubrication was used between die cover and forging die since the movement of die covers is undesired. The die cover was fixed by six screws on the forging die. Before forging, the billets were heated up in furnace at 1200 °C for 60 min and the dies were pre-heated to a temperature of 300°C. In total, 130 forging cycles were performed. Figure shows the experimental setup for the forging cycles.





**Figure 6:** Experimental setup for forging process.

### 3. RESULTS AND DISCUSSIONS

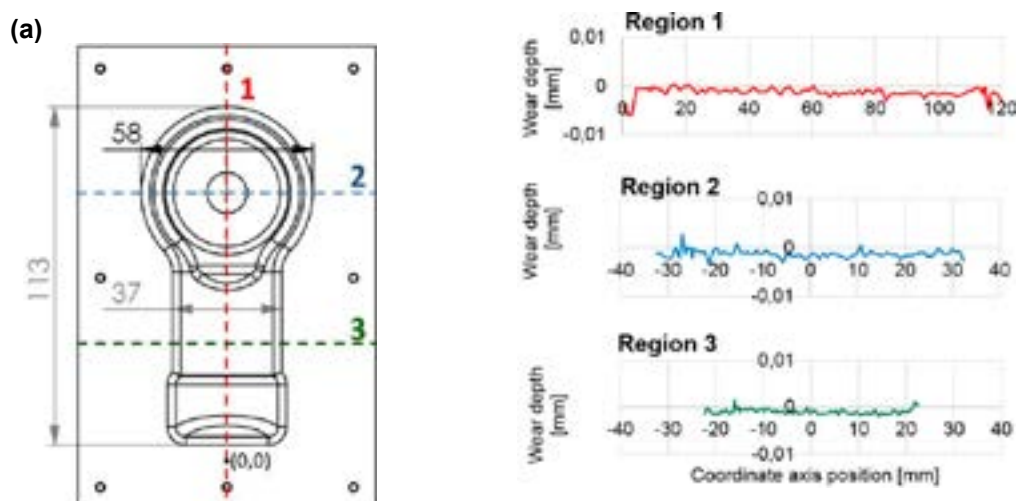
#### 3.1. DIE WEAR

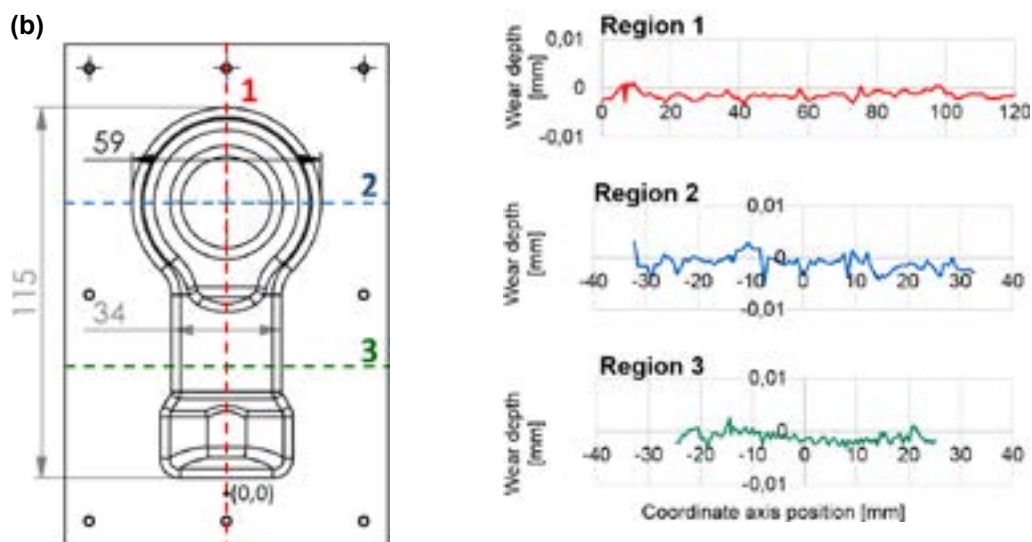
To evaluate the wear protection ability of the die cover, the profiles of both cavities were measured by ZEISS PRISMO Coordinate Measure Machine (CMM) before and after 130 forging strokes following the same procedure as for the, less complex, 3D geometry experiments [8]. Here, three profiles line were measured as presented in

Figure 1. The results for the Pre-Form geometry are presented in

Figure 1a. It is possible to conclude that the measurements presented similar results to the previous studies with die cover. Likewise, identical behavior was presented by the Final Form cavity of the forging dies [8].

Figure 1b shows the same behavior as the Pre-Form cavity and Square Flange geometry protected by die cover. Thus, it is assumed that the use of die cover as protective layer decreases the wear on the die's surface.

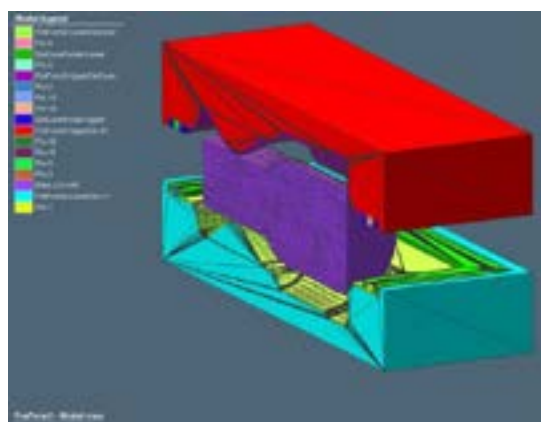




**Figure 1:** (a) CMM measurements for die surface. (a) Pre-Form geometry; (b) Final form geometry.

### 3.2. FEM ANALYSIS

A Finite Element model was developed in *Simufact.Forming 15.0* software for both forging stages, Pre-Form and Final Form. Figure 2 shows the created model. Aiming to decrease computational effort, a symmetry plane was inserted and just  $\frac{1}{2}$  of geometry was simulated. The FEM model input parameters are presented in Table 1. For comparison, a similar model but without the use of die covers was simulated.



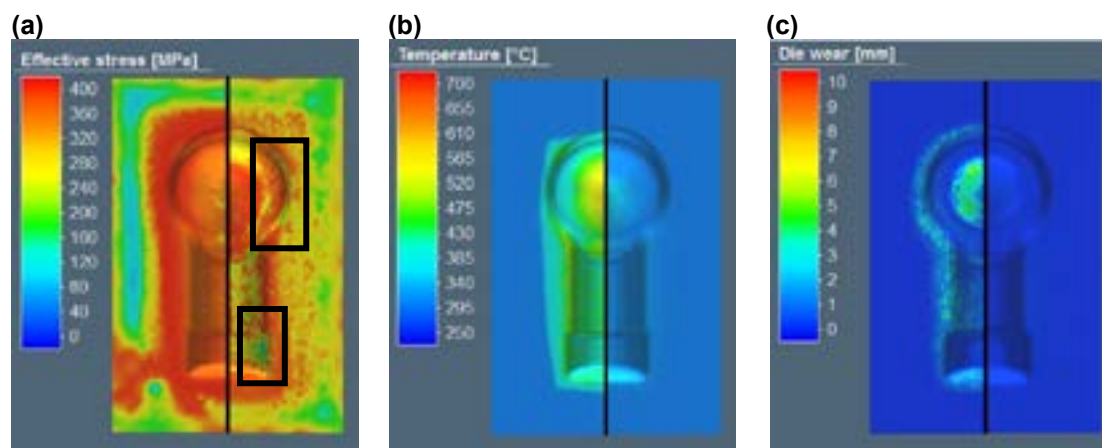
**Figure 2:** FEM model for forging process with dies protected by die covers.

**Table 1:** FEM model input parameters.

Friction	Coulomb -Tresca combined model	$\mu = 0,1$
		$m = 0,1$
Heat Transfer	Conduction Billet/Dies	$6000 \text{ W}/(\text{K}\cdot\text{m}^2)$
	Convection	$10 \text{ W}/(\text{K}\cdot\text{m}^2)$
Initial Temperatures	Billet	$1200 \text{ }^\circ\text{C}$
	Dies	$300 \text{ }^\circ\text{C}$
Press velocity	Hydraulic	$50 \text{ mm/s}$

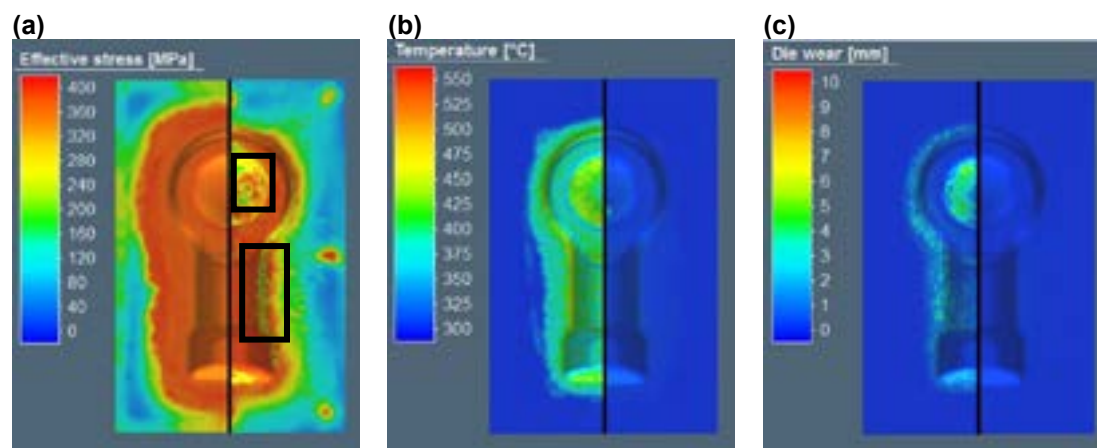
Figure 3 presents a comparison between Effective von Mises Stress, Temperature distribution on the dies surfaces for sets protected and unprotected by die covers for Pre-form geometry. The left side

of the figure presents the results for simulations without die covers while the right side presents analysis with die cover. Although the stresses on the surface presented similar maximum values, the stress distribution in critical regions, e.g. transition radii, had its values decreased as highlighted on Figure 3a. Regarding the temperature distribution on the die's surface, simulation results showed that a decrease of 292°C was achieved, i.e. 43% of decrease when compared to the simulation without die cover. Furthermore, based on the Archard wear equation, it was possible to estimate a qualitative decrease in the wear depth. The Archard wear coefficient  $K$  considered for the models was 1 and Figure 3c shows that the wear on the die's surface protected by die covers vastly reduces. A decrease in order of 90% was achieved. This could mainly be attributed to the decrease of the relative movement between die surface and its contact pair. Furthermore, the decrease in temperature which is directly related to the material hardness positively influences the reduction on wear.



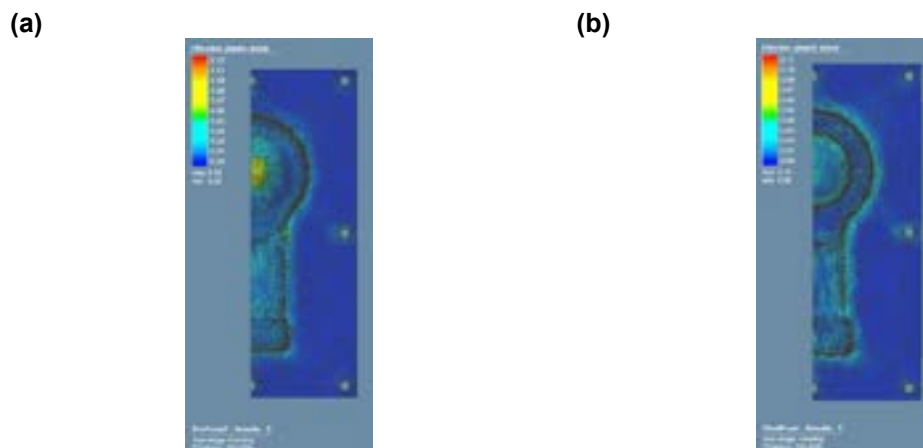
**Figure 3:** Numerical simulation results for Pre-Form die. (a) Effective Von Mises stress; (b) Temperature; (c) qualitative die wear.

Similarly, the same analysis was performed for the Final Form Geometry. Figure 4 presents the results and the same behaviors as for the Pre-Form arise for this geometry. Thus, based on the FEM simulation results it is possible to conclude that the thermal loads and wear are decreased by the use of die covers.



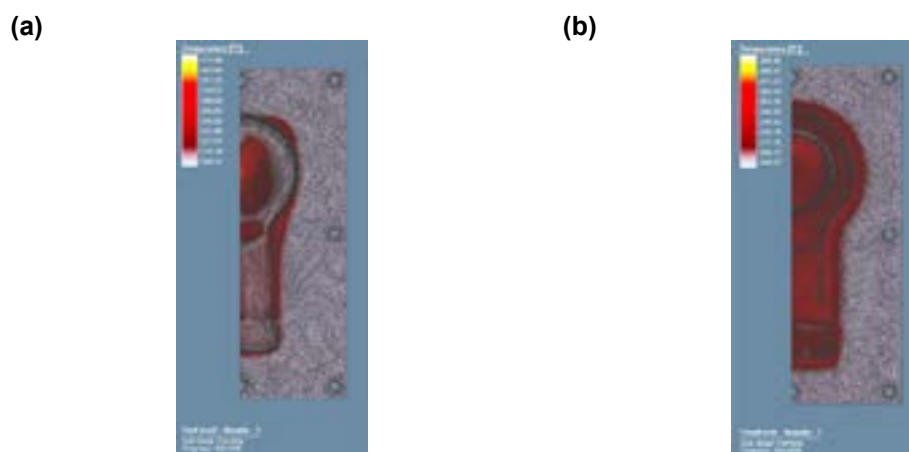
**Figure 4:** Numerical simulation results for Final Form die. (a) Effective Von Mises stress; (b) Temperature; (c) qualitative die wear.

Finally, analysis regarding the behavior of the die cover were performed by the means of FEM. Figure 5 presents the results for Effective plastic strain for Pre-Form and Final form. The regions that present higher values, in order of 0.11 to 0.12, are the transition radii and spherical features of each geometry. Nevertheless, the resultant effective plastic strain presents an acceptable value to withstand several forging cycles. Furthermore, due to the strain hardening behavior of the material, it is expected the plastic strain increase in the die cover diminishes after each forging stroke.



**Figure 5:** Results for effective plastic strain in the die covers. (a) Pre-Form geometry; (b) Final form geometry.

Lastly, **Erro! Fonte de referência não encontrada.** presents the temperature distribution within the die cover surface. As expected, the die covers absorb thermal energy avoiding that the die increase its temperature.



**Figure 6:** Results for Temperature on the die covers' surfaces. (a) Pre-Form geometry; (b) Final form geometry.

#### 4. CONCLUSIONS

Regarding this work, the following conclusions arise:

- The die cover concept was successfully applied in the designed cases.
- The thermal loads within the dies were decreased.
- Based on simulation results the stresses on the die's surfaces were decreased.
- Based on laboratory scale, the interruption time for exchange die covers are shorter.
- The concept is applicable, but an economic analysis should be performed in order to implement the concept in industry.

#### 5. ACKNOWLEDGEMENTS

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.

## 6. REFERENCES

- [1] KANNAPPAN, A. Wear in Forging Dies - A review of world experience. **Metal Forming Drop Forger**, v. 37, n. 1, p. 6-14, 1970.
- [2] ROSENSTOCK, D. - SEGEBADE, E. T. - HIRT, G. First Experimental and Numerical Study on the Use of Sheet Metal Die Covers for Wear Protection in Closed-die Forging. **Key Engineering Materials**, 2015.
- [3] WOLFGARTEN, M. et al. Influence of the Die Geometry on the application of a Sheet Metal Cover for wear protection in Closed-Die Forging. **35th SENAFOR**, p. 8, 2015.
- [4] KANG, J.H.; PARK, I.W.; JAE, J.S.; KANG, S.S. A study on a die wear model considering thermal softening:(I) Construction of the wear model. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 96, n. 1-3, p. 53-58, 1999.
- [5] KIM, D. et al. Estimation of die service life against plastic deformation and wear during hot forging processes. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 166, n. 3, p. 372-380, 2005.
- [6] BEHRENS, B.-A. Finite element analysis of die wear in hot forging processes. **CIRP Annals-Manufacturing Technology**, v. 57, n. 1, p. 305-308, 2008.
- [7] ISO **12240-4:1998**: Spherical plain bearings – Part 4: Spherical plain bearing rod ends. Geneva, 1998. ISO - International Organization for Standardization
- [8] YU, Y.; ALBA, D.R.; SCHAEFFER, L.; et al. Experimental evaluation of wear protection ability of sheet metal die covers in closed-die forging. **Prod. Eng. Res. Devel.** 13, 627–634 (2019).





# ESTUDO DO IMPACTO DE TÊMPERA SIMULTÂNEA AO PROCESSO DE CONFORMAÇÃO DE PEÇAS DA LIGA DE ALUMÍNIO ABNT 6061

Guilherme Oliveira Goulart <sup>(1)</sup>  
Lirio Schaeffer <sup>(2)</sup>  
Emerson Primaz <sup>(3)</sup>  
Juliano Souza da Silva <sup>(4)</sup>  
Leonardo Pitrez Guinsburg <sup>(5)</sup>

## RESUMO

A redução de massa de componentes, sem afetar a resistência mecânica, se tornou um dos focos das indústrias naval, aeronáutica e automobilística, e as ligas de alumínio possibilitam a união destas características, sendo possível obter elevada resistência mecânica associada à sua baixa densidade. Este estudo apresenta o desenvolvimento de um processo de conformação a quente e têmpera simultâneos, para liga de alumínio 6061. O desenvolvimento do processo iniciou-se com rodadas de simulação numérica buscando estabelecer uma geometria otimizada para a ferramenta. Foram realizadas simulações numéricas de troca térmica, de conformação à quente e à frio e das tensões da ferramenta. As amostras foram aquecidas em forno de aquecimento elétrico, colocadas na matriz de forma manual, e conformadas em uma máquina de ensaios MTS Landmark, utilizada como prensa, com a matriz inferior servindo de recipiente para o fluido, que entra em contato com o corpo de prova durante a conformação. Buscou-se com este estudo a eliminação das operações de aquecimento para solubilização da liga, usualmente necessárias em processos industriais, visando atingir a conformabilidade e a dureza após o tratamento térmico de envelhecimento, e buscando também maior produtividade e desempenho energético no meio industrial. Para comparação também foram realizados testes com amostras seguindo o processo tradicional, amostras com têmpera após a conformação e amostras conformadas a frio. Os resultados obtidos pelo estudo foram promissores com relação ao desenvolvimento do processo, pois o mesmo apresentou dimensional mais próximo das medidas determinadas, e também resultou em peças com excelente acabamento, entretanto, estudos adicionais são necessários para otimizar o parâmetro de velocidade de conformação e definir a faixa de espessuras que maximizem a dureza para o processo proposto após o tratamento térmico de envelhecimento.

**Palavras-Chave:** Liga 6061, Conformação, Simultaneidade, Têmpera, Solubilização

- (1) Mestrando, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, og.guilherme@yahoo.com.br  
(2) Prof. Dr. Ing., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil.  
(3) Mestrando, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, emerson.primaz@hotmail.com  
(4) Mestrando, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, fo\_juliano@hotmail.com  
(5) M. Sc., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, leonardopg@hotmail.com

## 1. INTRODUÇÃO

O alumínio é o segundo metal mais comercializado, atrás das ligas de ferro e aço. A demanda do alumínio cresce rapidamente devido à possibilidade de aplicação de forma versátil em projetos de engenharia e construção devido a sua relação única de propriedades, tais como densidade, sendo a liga mais leve com exceção das ligas de magnésio, e sua ótima resistência mecânica. Além de outras propriedades como ótima condutibilidade elétrica e térmica, não toxicidade e resistência a corrosão sob condições de serviço [1]. Devido a sua relação de propriedades, as ligas de alumínio são desejadas nos setores automotivos, espacial, e embalagens de comidas [3].

Grandes deformações plásticas, sem defeitos são possíveis no forjamento a quente desde que o fluxo da tensão seja reduzido e o endurecimento por encruamento não ocorra a altas temperaturas [6]. Dentro do campo de estudo dos processos de conformação, o processo de dobramento é simples e apresenta um baixo custo de fabricação, podendo ser aplicados em componentes de geometria simples até estruturas complexas [2].

### 1.1. Liga de Alumínio 6061

As ligas designadas da série 6XXX são ligas tratáveis termicamente e consideradas de média resistência, como característica, possuem excelente deformabilidade e resistência a corrosão, características estas obtidas por meio dos principais elementos de liga, o magnésio (Mg) e o silício (Si), responsáveis por incrementar a dureza das ligas 6XXX por meio de endurecimento por precipitação [3].

### 1.2. Conformação Mecânica a Quente

A conformação a quente é um processo que altera as propriedades finais devido a fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante e após a deformação. Endurecimento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica são alguns fenômenos que ocorrem de forma concomitante durante a conformação a quente. Novos grãos livres de deformação são termicamente ativados devido à intensa vibração térmica, que também favorece a difusão atômica, mobilidade e o encruamento [4].

O forjamento a quente é frequentemente usado em casos que necessitem de grandes deformações e têm capacidade de prensas limitadas, pois o fluxo de tensão e as energias de conformação são reduzidas à elevadas temperaturas [6].

### 1.3. Dobramento em V

Processo utiliza prensas dobradeiras, responsáveis por fornecerem energia e movimentos necessários, aplicam uma força realizando deformação por flexão na peça, resultando em uma dobra linear. Por meio do conjunto matriz e punção, a geometria da peça é obtida conforme variação deste conjunto. Existem várias formas de dobramento apresentadas em diversas literaturas [2].

### 1.3 Têmpera e Solubilização

O princípio básico de endurecimento de uma liga é o de redução do limite de solubilização conforme redução da temperatura. A liga deve ser aquecida até altas temperaturas, variando de liga para liga, e subsequentemente resfriada através da imersão em fluido, realização da têmpera. O rápido resfriamento suprime a separação da fase teta, fazendo com que a liga exista em baixa temperatura de forma instável em um estado supersaturado. Se após a têmpera a liga for envelhecida por tempo suficiente a fase secundaria será precipitada [1].

A presença da fase beta precipitada permite alterações significativas no comportamento mecânico do material. Principalmente no limite de escoamento, que é melhorado e na dureza, que apresenta uma relação linear com o limite de escoamento [3].

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Este tópico contém as explicações e justificativas para as escolhas dos materiais utilizados para confecção das matrizes, bem como os equipamentos utilizados para desenvolvimento deste estudo. Os equipamentos foram escolhidos conforme disponibilidade dos laboratórios de Ensaio Mecânicos, Metalurgia Física, Fundição e ITT Fuse da Universidade do Vale do Rio dos Sinos – UNISINOS. A seguir é apresentado o fluxograma da metodologia utilizada neste estudo.



Figura 1 - Fluxograma Metodologia.

## 2.1 Recursos

Para realização do estudo, foram utilizados os recursos existentes nos laboratórios da UNISINOS para usinagem das matrizes, aquecimento, conformação, instrumentação e medição dos corpos de prova. Também foram utilizados “softwares” para modelamento CAD e para simulação numérica das conformações e troca de temperatura.

- Fresadora Rocco modelo RFV-1-A;
- Fresadora CNC 3 eixos ROMI modelo Polaris V400;
- Máquina Universal de Ensaio Landmark MTS: 25 tf (245,2 kN);
- Forno SANCHIS (montagem própria da UNISINOS);
- Forno SANCHIS modelo Att de 2,6 kW;
- Forno De Leo & Cia Ltda de 4 A;
- Pirômetro LT Lutron TM-909;
- Paquímetro Analógico Universal Mitutoyo;
- Durômetro Mitutoyo HR-400 com kit Brinell;
- Projetor de Perfil Starret modelo HE-400;
- “Software” Siemens NX versão 12 CAD;
- “Software” Siemens NX versão 1899 CAM;
- “Software” Simulação Numérica QForm versão VX8.2.3.

## 2.2. Corpo de Prova

As definições dos corpos de prova foram estabelecidas conforme os seguintes parâmetros limitantes pelos recursos utilizados: Diâmetro do indutor, capacidade da prensa e dimensão da ferramenta.

Devido ao fato de os indutores do forno utilizado possuir uma bitola de  $\varnothing 68$  mm, foi estabelecida uma largura máxima para o corpo de prova de 40 mm, visando folga entre o indutor e o corpo de prova.

Para efetuar a conformação, a prensa utilizada possui capacidade nominal de 25 tf (245,2 kN) sendo uma força de prensagem útil, por determinações de segurança, de 19 tf (186,3 kN).

A espessura foi definida em 13,0 mm, pois esta é a medida mínima de fornecimento para chapas de alumínio para tratamento térmico, conforme disponibilidade do fornecedor. Foram realizadas simulações numéricas do processo, garantindo que tal espessura não ultrapasse o limite da prensa utilizada para conformação.

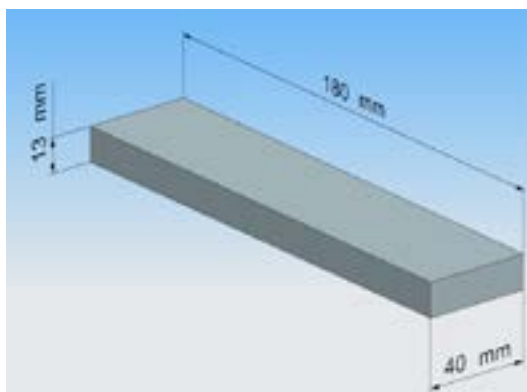


Figura 2 - Corpo de Prova

### 2.3. Matriz

A geometria da matriz foi definida a partir da geometria do corpo de prova e tendo como base as dimensões do corpo de prova com a deformação idealizada para o estudo.

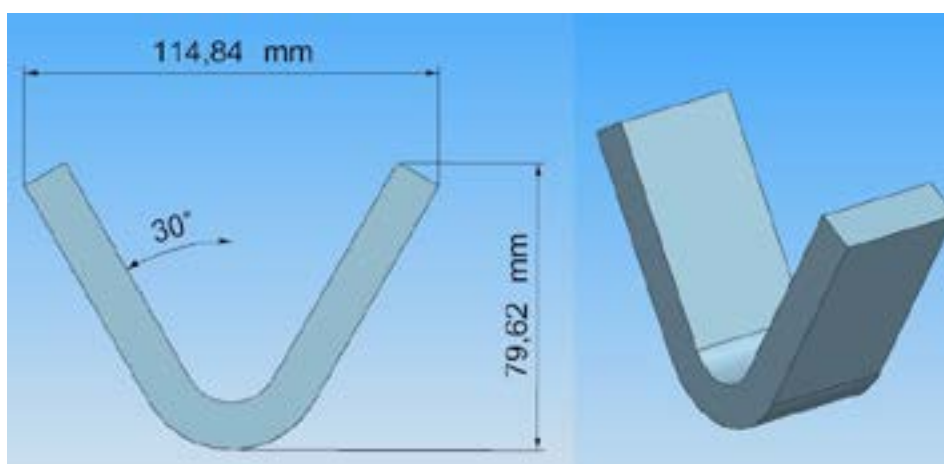


Figura 3 - Corpo de Prova Após Deformação

Desta forma, foram realizadas simulações visando validar a usinabilidade através do CAM, visando evitar cavidades muito profundas para não quebrar as ferramentas bem como a resistência da ferramenta para conformação dos vinte e oito corpos de prova.

Foram realizadas simulações do forjamento de processo, além da definição das forças de prensagem de processo, também para análise das tensões na ferramenta, com isso foi determinado que a ferramenta inferior sofre as solicitações mais severas do processo, sendo utilizada então como base para determinar a vida útil da matriz.

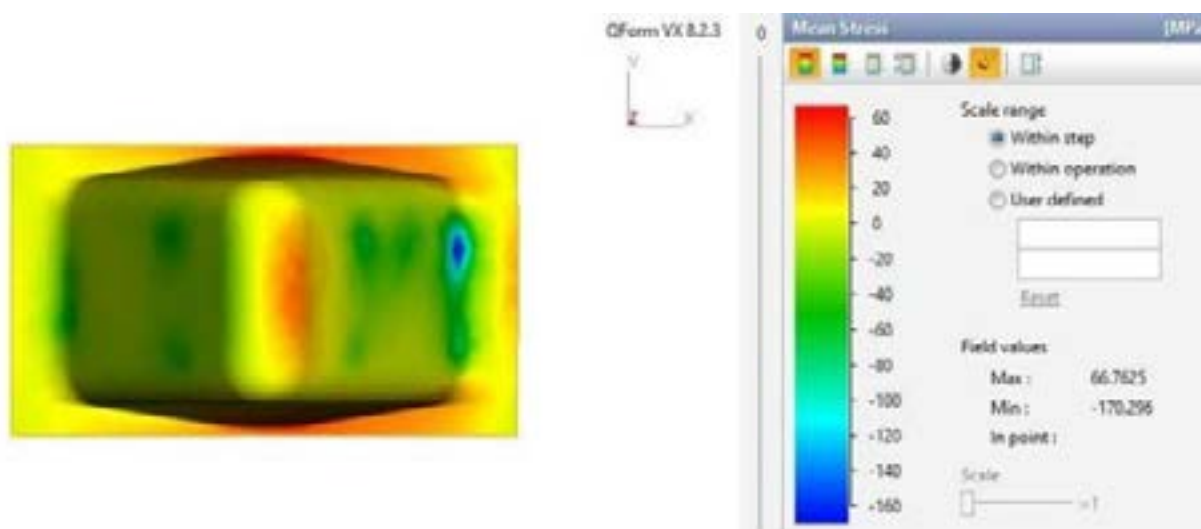


Figura 4 - Tensões Principais na Matriz Inferior

Com os resultados das tensões principais iniciou-se o cálculo para determinar a vida útil da ferramenta, considerando o material de aço ao carbono 1045 para as matrizes. Através do cálculo do número de ciclos [5] chegou-se a uma vida útil estimada em aproximadamente  $2,95 \times 10^5$ , ou seja, a matriz com a geometria estabelecida e em 1045 suporta a quantidade de amostras a serem produzidas.





Figura 5 - Vista Isométrica da Matriz

A partir do projeto em CAD e da validação do material e vida útil da matriz, foi adquirido dois blocos de aço 1045 e na sequência foi gerado o pós processamento via CAM para usinagem das matrizes.

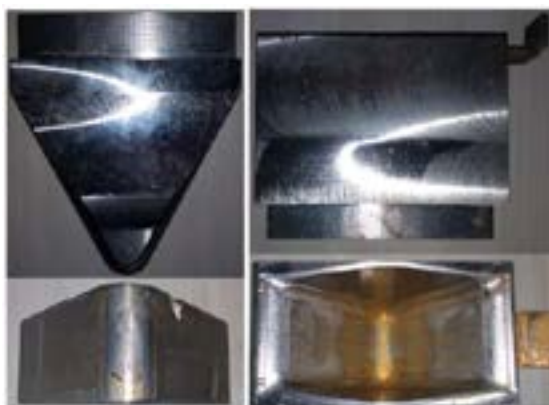


Figura 6 - Matriz Superior e Inferior Usinada

#### 2.4. Processo de Conformação

Conforme exibido no fluxograma metodologia, os corpos de prova foram separados em 4 famílias, contendo 7 barras em cada, onde cada família passou por um processamento diferente:

Tabela 1 - Detalhamento de Processos

Família	Corpo de Prova	Matriz	Conformação	Solubilização	Envelhecimento
CPAMA I	Aquecido	Aquecida	À quente	Após resfriamento do CP	Sim
CPAMA II	Aquecido	Aquecida	À quente	Sequencial à conformação	Sim
CPAMR	Aquecido	Resfriada	Simultânea	Durante conformação	Sim
CPTAMTA	Temperatura Ambiente	Temperatura Ambiente	À frio	Não	Não

Na tabela a seguir são detalhadas as temperaturas para o processo de conformação:

Tabela 2 - Temperaturas para Conformação

Família	Temperatura Peça	Temperatura Matriz
CPAMA I	530°C	70°C
CPAMA II	530°C	70°C
CPAMR	530°C	20°C
CPTAMTA	Ambiente	Ambiente

## 2.5. Processo de Solubilização

O tratamento térmico de solubilização foi realizado apenas na família CPAMA I, pois não foi realizada solubilização na família CPTAMTA, solubilização realizada durante conformação no processo CPAMR e solubilização realizada após conformação na família CPAMA II. Desta forma as amostras da família CPAMA I foram aquecidas até a temperatura de 530°C durante uma hora, posteriormente foram imersas em água em temperatura ambiente, aproximadamente 20°C. As amostras foram aquecidas em um forno Sanchis modelo Att de 220 V, 2,6 kW de potência, no laboratório de Metalurgia Física da Universidade do Vale do Rio dos Sinos – Unisinos. A temperatura foi aferida com um pirômetro localizado próximo às peças.

## 2.6. Processo de Envelhecimento

As amostras da família CPAMA I, CPAMA II e CPAMR foram aquecidas em um forno até a temperatura de 180°C durante 18 horas e resfriadas ao ar para tratamento de envelhecimento. As amostras foram aquecidas em um forno De Leo e cia. Ltda, de 4 A e 220 V, do laboratório de Fundição da Universidade do Vale do Rio dos Sinos – Unisinos. A aferição da temperatura foi realizada com um termômetro posicionado próximo às peças.

O aquecimento foi realizado em duas bateladas, sendo a primeira com 4 corpos de prova de cada família e a segunda com os corpos de prova restantes, visando evitar a perda dos corpos de prova caso algum imprevisto ocorresse durante as 18 horas de aquecimento.

## 2.7. Ensaio e Inspeções

Após todo processamento, os resultados foram avaliados através de inspeção visual na região central do corpo de prova, para análise de presença de trincas. Inspeção dimensional nas cotas apresentadas na figura 7:

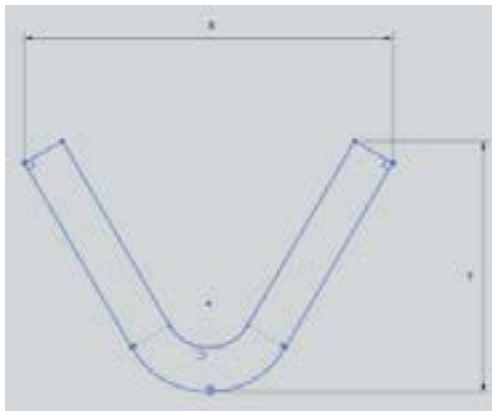


Figura 7 - Inspeção Dimensional

Na sequência foram analisados 6 pontos em cada corpo de prova para validação da dureza. Por fim, foi realizada inspeção por MEV e EDS de 4 corpos de prova, um de cada família, na região central, principal região deformada.

## 3. RESULTADOS

Este tópico contém os resultados obtidos dos processos bem como os resultados obtidos das análises, além de no final de cada subtópico, conter as discussões dos resultados encontrados.

### 3.1. Conformação

Neste tópico, serão mostradas as forças de prensagem de forjamento de cada família de conformação, conforme detalhadas no tópico 2.4 deste artigo.

- CPAMR:

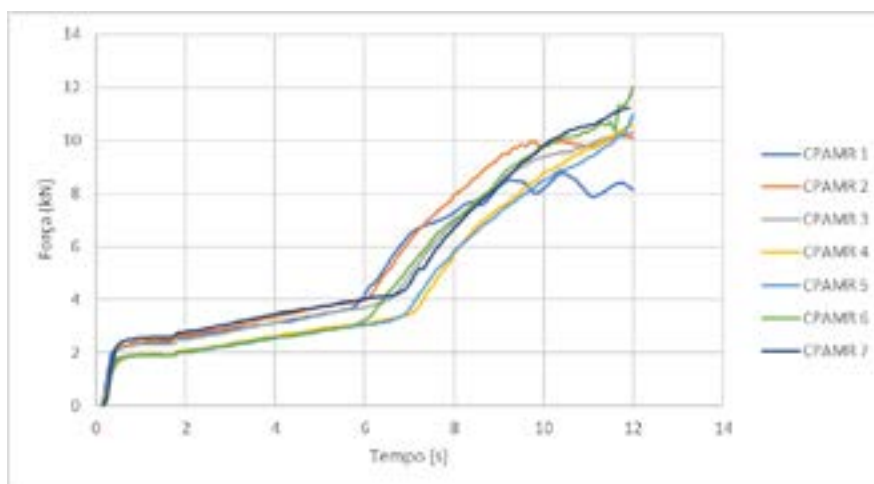


Figura 8 - Gráfico Força de Prensagem x Tempo CPAMR

- CPAMA I:

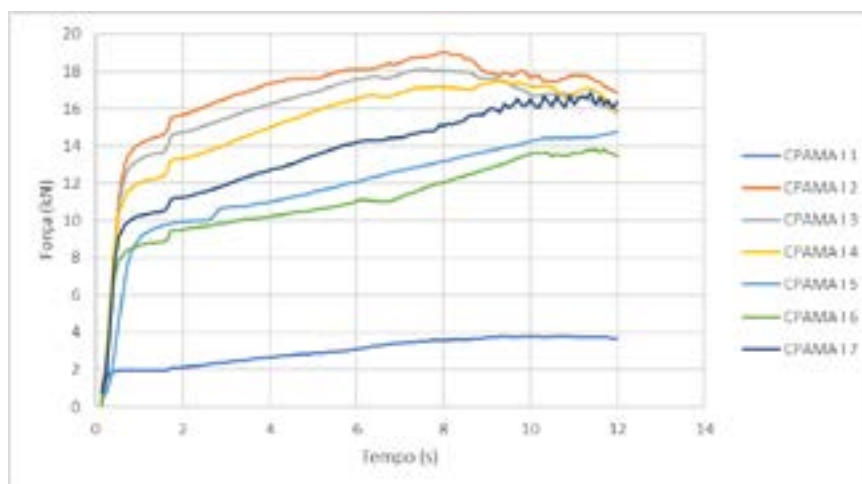


Figura 9 - Gráfico Força de Prensagem x Tempo CPAMA I

Devido a problemas operacionais, a amostra 1 ficou mais tempo no forno de aquecimento que as demais, devido à covid, os laboratórios tinham tempo máximo de permanência, desta forma não foi possível realizar novamente o estudo deste corpo de prova desta família.

- CPAMA II:

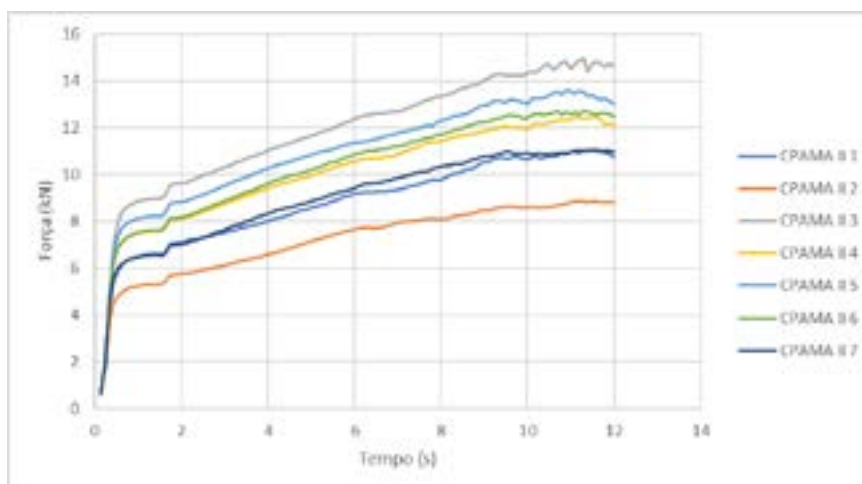


Figura 10 - Gráfico Força de Prensagem x Tempo CPAMA II

- CPTAMTA:

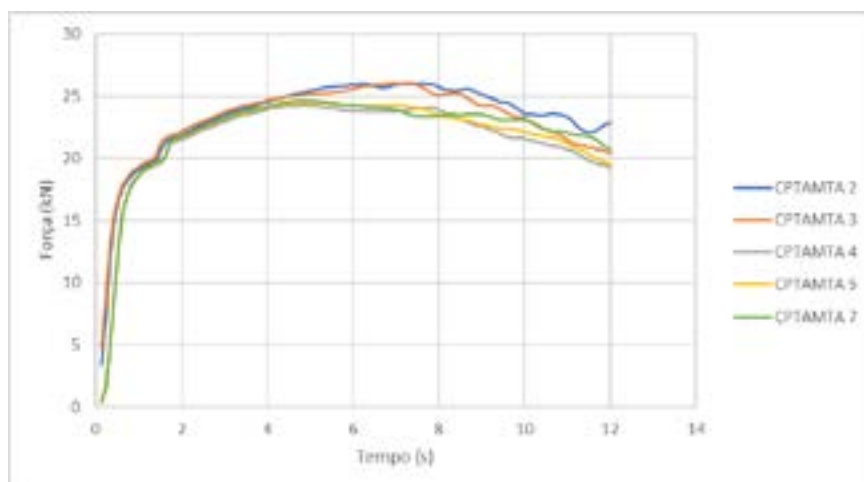


Figura 11 - Gráfico Força de Prensagem x Tempo CPTAMTA

Com os resultados obtidos na conformação, foram separadas as forças de prensagem dos corpos de prova que resultaram nas maiores forças de prensagem de cada família e foi gerado um gráfico das maiores solicitações da prensa, por família.

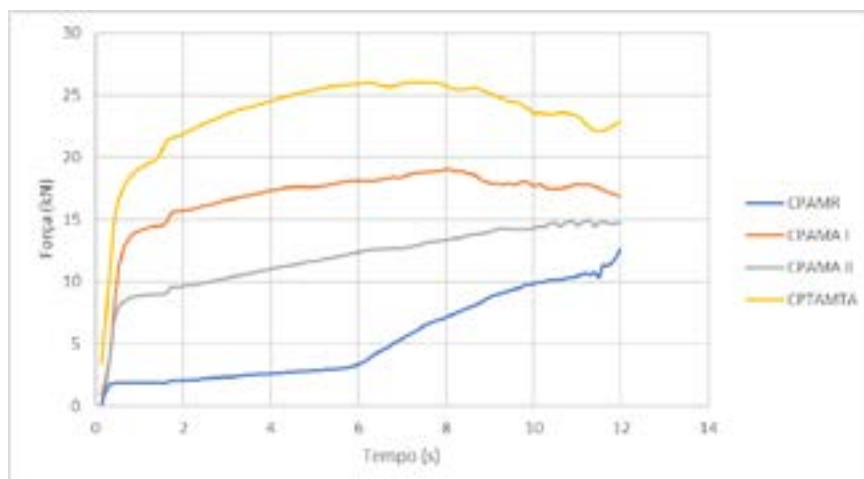


Figura 12 - Gráfico Força de Prensagem x Tempo Comparativo entre Famílias

Conforme resultados mostrados na figura 12, é possível validar que o processo de deformação a frio, representado pela família de amostras CPTAMTA exige maior capacidade da prensa que os demais processos a quente. Apesar de ser uma conclusão intuitiva, optou-se por apresentar tais resultados para demonstração prática.

### 3.2. Tratamento Térmico de Solubilização e Envelhecimento

Foram seguidos os parâmetros apresentados nos tópicos 2.5 e 2.6, sem nenhuma alteração. A avaliação dos parâmetros utilizados será validada nos tópicos 3.5 e 3.6.

### 3.4. Inspeção Visual

As amostras CPTAMTA, que sofreram conformação a frio, todas apresentaram trincas, e duas delas romperam durante a conformação.



Figura 13 - Superfície Corpo de Prova CPTAMTA

As amostras que foram conformadas a quente foram todas aprovadas na inspeção visual, sem incidência de trincas de conformação nem trincas térmicas.



Figura 14 - Superfície Corpo de Prova Conformado a Quente

Com isso é possível determinar o grau de exigência da conformação à frio quando comparada à conformação à quente, sendo 100% das amostras conformadas a frio reprovadas por trinca e 28,7% delas romperam durante conformação. É possível concluir que a trinca é oriunda da conformação a frio, pois foram geradas apenas nos processos de conformação da família CPTAMTA. Outra afirmação que pode ser feita, com base nos resultados obtidos na inspeção visual, é que os processos de solubilização e envelhecimento não geraram trincas térmicas em nenhuma das famílias.

### 3.5. Inspeção Dimensional

A análise dimensional das amostras foi realizada com um paquímetro universal analógico mitutoyo, seguindo as cotas estabelecida na figura 3 deste artigo. Os resultados foram compilados gerando a tabela 2:



Tabela 3 - Resultados Inspeção Dimensional

CP	Antes Envelhecimento		Após Envelhecimento	
	X (114,84 mm)	Y (79,62 mm)	X (114,84 mm)	Y (79,62 mm)
CPAMR 1	117,7	81,7	117,6	81,7
CPAMR 2	117,8	81,7	117,8	81,3
CPAMR 3	118,0	82,3	118,0	81,8
CPAMR 4	118,0	81,6	118,2	81,7
CPAMR 5	118,8	81,5	118,7	81,7
CPAMR 6	117,8	81,6	117,9	81,4
CPAMR 7	118,1	81,9	118,1	81,2
CPAMA I 1	118,5	81,8	117,6	82,6
CPAMA I 2	124,0	79,8	124,2	80,2
CPAMA I 3	124,1	81,1	123,8	80,5
CPAMA I 4	123,8	81,4	123,1	80,9
CPAMA I 5	123,0	80,5	123,3	80,9
CPAMA I 6	121,4	81,2	121,8	81,2
CPAMA I 7	123,4	81,1	123,0	80,8
CPAMA II 1	121,9	80,6	121,9	81,3
CPAMA II 2	121,2	81,1	121,2	81,5
CPAMA II 3	122,4	81,0	122,8	81,6
CPAMA II 4	121,9	80,6	122,0	80,8
CPAMA II 5	122,2	80,9	121,2	80,9
CPAMA II 6	122,2	80,9	122,3	80,5
CPAMA II 7	122,0	81,1	122,0	81,6
CPTAMTA 1	+155,0	64,8	-	-
CPTAMTA 2	124,0	81,2	-	-
CPTAMTA 3	124,4	80,3	-	-
CPTAMTA 4	126,0	79,8	-	-
CPTAMTA 5	125,9	79,3	-	-
CPTAMTA 6	+146,0	73,1	-	-
CPTAMTA 7	126,2	79,5	-	-

As amostras CPTAMTA 1 e CPTAMTA 6 sofreram ruptura durante o processo, mesmo assim foram medidas, os valores constam na tabela para relacionar aproximadamente à dimensão quando a amostra rompeu. Outra observação com relação à inspeção dimensional é que devido a imprecisão na medição da cota “Y”, as mesmas constam na tabela apenas como referencial.

Aplicando a média e o desvio padrão nos resultados encontrados, foi possível gerar a tabela 4:

Tabela 4 - Médias com Desvio Padrão da Inspeção Dimensional

CP	Antes Envelhecimento		Após Envelhecimento	
	Xm (mm)	Ym (mm)	Xm (mm)	Ym (mm)
CPAMR	118,0±0,3	81,8±0,2	118,0±0,3	81,5±0,2
CPAMA I	122,6±1,9	81,0±0,6	122,4±2,1	81,0±0,7
CPAMA II	122,0±0,4	80,9±0,2	121,9±0,5	81,2±0,4
CPTAMTA	125,3±0,7	80,0±0,7	-	-

Com os valores apresentados na tabela 4, as amostras que mais se aproximaram da dimensão planejada, em X, foram as amostras CPAMR, além de ser o processo com menor variação entre as amostras, devido ao menor desvio padrão resultante, tanto antes quanto após o tratamento térmico de envelhecimento. É possível observar também que o desvio se manteve o mesmo antes e depois do tratamento térmico para as amostras CPAMR, ressaltando que para as demais amostras que sofreram tratamento térmico, houve alteração no valor dos seus desvios.

### 3.6. Ensaio de Dureza

O primeiro passo para realização dos ensaios de dureza nos corpos de prova, foi a definição dos pontos de medição.



Figura 15 - Pontos de Medição de Dureza

Como os corpos de prova eram simétricos, foram realizadas as medições de dureza em apenas um dos lados, sendo três medidas na parte interna do corpo de prova e três medidas na parte externa.

As durezas obtidas constam na tabela 4:

Tabela 5 - Resultados de Dureza

Grupo	CP	A1 (HB)	A2 (HB)	A3 (HB)	B1 (HB)	B2 (HB)	B3 (HB)
CPAMR	1	55,5	44,6	41,7	58,1	46,9	42,8
	2	58,1	52,1	43,8	62,1	51,2	46,5
	3	58,7	48,1	42,1	49,4	54,5	47,7
	4	67,1	60,9	58,1	68,5	64,6	59,2
	5	60,9	62,7	55,0	71,3	63,9	62,1
	6	72,8	60,9	63,3	75,9	70,6	59,2
	7	60,4	60,4	54,0	63,9	68,5	45,3
CPAMA I	1	104,9	112,9	108,8	95,5	118,8	114,4
	2	97,7	93,3	92,3	90,2	87,2	89,2
	3	96,6	100,1	93,3	93,3	91,2	78,3
	4	93,3	76,7	88,2	96,6	95,5	90,2
	5	112,9	114,4	111,5	106,2	102,5	102,5
	6	111,5	110,2	106,2	101,2	107,5	114,4
	7	107,5	93,3	111,5	103,7	107,5	103,7
CPAMA II	1	59,8	59,8	63,9	65,2	66,5	59,8
	2	59,2	67,1	72,8	72,8	64,6	72,8
	3	72,0	66,5	69,9	73,5	70,6	73,5
	4	66,5	66,5	69,2	63,9	70,6	57,6
	5	75,1	75,9	111,5	67,1	72,0	71,3
	6	53,5	52,1	59,8	62,7	61,5	60,4
	7	61,5	63,9	62,7	63,9	67,8	65,8
CPTAMTA	1	98,9	89,2	85,3	92,3	94,4	92,3
	2	98,9	86,3	93,3	94,4	92,3	87,2
	3	90,2	93,3	90,2	95,5	91,2	91,2
	4	90,2	88,2	88,2	88,2	85,3	85,3
	5	103,7	84,4	84,4	91,2	81,7	92,3
	6	96,6	90,2	86,3	91,2	86,3	87,2
	7	93,3	93,3	93,3	98,9	95,5	93,3

As durezas das amostras tinham por objetivo atingir 95 HB como requisito mínimo de dureza, sendo as amostras fornecidas com dureza acima de 100 HB. Visando facilitar a análise dos resultados, foi montada a tabela 5, apresentando a faixa de durezas por família:

Tabela 6 - Durezas por Faixa

CP	A1 (HB)	A2 (HB)	A3 (HB)	B1 (HB)	B2 (HB)	B3 (HB)
CPAMR	55,5 - 72,8	44,6 - 62,7	41,7 - 63,3	49,4 - 75,9	46,9 - 70,6	42,8 - 62,1
CPAMA I	93,3 - 112,9	76,7 - 114,4	88,2 - 111,5	90,2 - 106,2	87,2 - 118,8	78,3 - 114,4
CPAMA II	53,5 - 75,1	52,1 - 75,9	59,8 - 111,5	62,7 - 73,5	61,5 - 72	57,6 - 73,5
CPTAMTA	90,2 - 103,7	84,4 - 93,3	84,4 - 93,3	88,2 - 98,9	81,7 - 95,5	85,3 - 93,3

Através dos resultados apresentados por faixas e pelos resultados individuais, é possível declarar que os parâmetros utilizados para tratamento térmico de solubilização e envelhecimento foram apropriados, pois as amostras da família CPAMA I tiveram êxito em atingir a dureza especificada. As amostras da família CPAMA II não atingiram a dureza mínima especificada, sugerindo que a temperatura para a têmpera se encontrava abaixo do nível de solubilização da liga. As amostras da família CPAMR não atingiram a dureza mínima especificada e o grupo apresentou durezas menores que a família CPAMA II, considerando que a temperatura para realização da

têmpera foi a mesma utilizada na família CPAMA I, indica que possivelmente o parâmetro que influenciou estes resultados foi a velocidade de submersão do corpo de prova na fluido refrigerante, no caso, a velocidade de conformação.

Especificamente os resultados obtidos nas amostras da família CPAMR apresentaram alguns comportamentos que valem ser destacados. Por essa razão, foi elaborado o gráfico apresentado na figura 17, no qual as durezas da família foram separadas conforme região de medição.

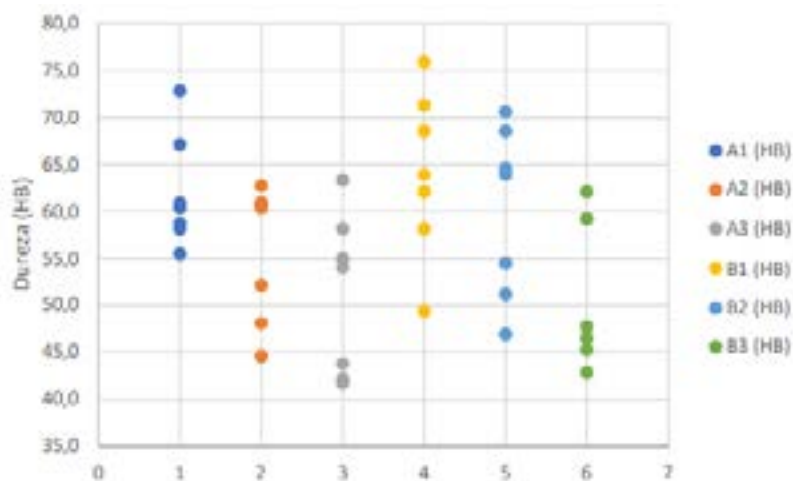


Figura 16 - Durezas CPAMR por Ponto de Medição

É possível verificar que as regiões de medição A1 e B1 (1 e 4 no gráfico) apresentaram resultados maiores que as regiões A2 e B2 (2 e 5 no gráfico) que por sua vez apresentaram durezas superiores às regiões A3 e B3 (3 e 6 no gráfico), indicando que a temperatura inicial de contato do corpo de prova com o fluido refrigerante é um parâmetro importante, junto com a velocidade em que o corpo de prova é imerso no fluido, pois a variação da velocidade gerou faixas de durezas em cada região da amostra.

### 3.7 Caracterização via MEV

Foram separadas uma amostra de cada família para análise via MEV da região central do corpo de prova, principal região deformada. Dos resultados obtidos pela análise, serão destacados os resultados através sinal NTS BSD, mostrados na figura 18:

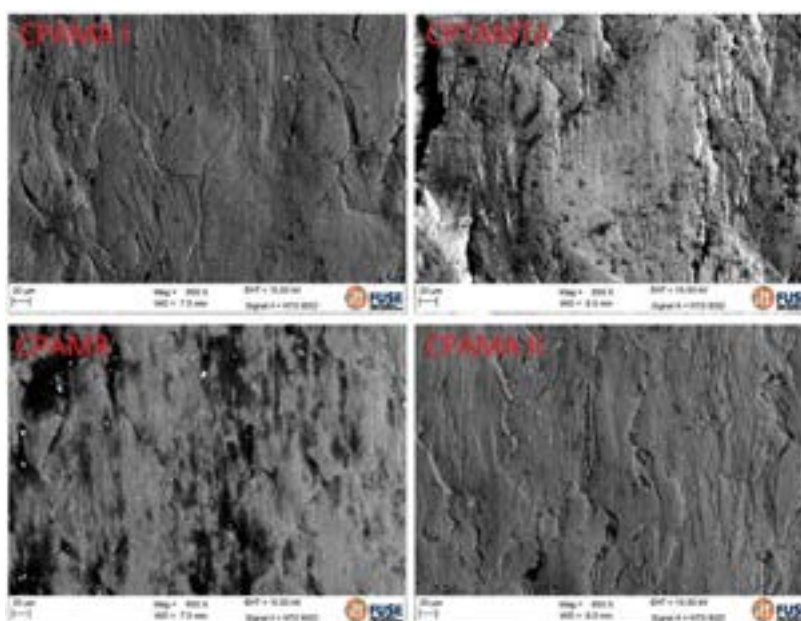


Figura 17 - Amostras MEV - NTS BSD

Conforme é possível verificar na figura 18, as amostras da família CPAMA I e CPTAMTA resultaram em precipitados menores e mais distribuídos, atendendo desta forma o requisito de dureza, enquanto as amostras das famílias CPAMA II e CPAMR apresentaram precipitados de tamanhos heterogêneos e sua distribuição não foi uniforme. Os precipitados são caracterizados pelos pontos brancos em meio a matriz apresentada na figura 18.

#### 4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Com todo o desenvolvimento realizado para aplicar os conceitos deste trabalho, chegou-se a algumas conclusões referentes a cada tópico.

Com relação à análise numérica, foi imprescindível, pois este recurso permitiu que o trabalho fosse mais objetivo no desenvolvimento da ferramenta, sem necessidade de manufaturar um conjunto de ferramentas e ficar realizando alterações na prática, os problemas de cada conceito de ferramenta foi visto de forma preventiva, ou seja, não houve try-out de ferramenta, e mesmo assim, a matriz utilizada se comportou conforme simulação, sendo resistente o suficiente para suportar a conformação dos 28 corpos de prova e o ciclo térmico de cada família de conformação.

Com relação à conformação, pode-se ressaltar a redução da força de prensagem obtida entre processo a quente em comparação com o processo a frio. Destacando também que enquanto as amostras do processo a quente foram aprovadas na inspeção visual, as amostras no processo a frio romperam ou apresentaram trinca, tendo 100% de rejeição. Apesar do processo proposto ter sido reprovado no requisito de dureza, esse apresentou os melhores resultados na análise dimensional, não apresentou trincas, mostrando a possibilidade de trabalhos futuros variando alguns parâmetros para este processo, buscando adequar a dureza às especificações.

A uniformidade de dureza dos corpos de prova testados não influenciou nos resultados pois o grupo de amostras CPTAMTA apresentou dureza coerente com os requisitos estabelecidos como mínimos para condição T6. O tratamento de envelhecimento foi bem-sucedido, pois as amostras CPAMA I atingiram os objetivos especificados, logo pode-se excluir os parâmetros de temperatura e tempo utilizados para tratamento de envelhecimento, como possível influência dos resultados do ensaio.

Os resultados das amostras CPAMA II, apesar de não serem positivos, foram melhores que o processo CPAMR, processo proposto deste artigo, o que indica uma forte tendência de que o fator primordial para que o processo proposto venha a ser bem-sucedido seja a velocidade de resfriamento, indo ao encontro desta conclusão, foram apresentados valores de dureza nos pontos A1 e B1, superiores aos demais, sendo estes os primeiros pontos de resfriamento. Os resultados dos precipitados apresentados via MEV, confirmam esta dedução ao mostrar que o grupo de amostras CPAMA I, que teve o tratamento térmico de solubilização e têmpera de forma tradicional, ficaram com o tamanho dos precipitados menor e mais bem distribuídos pela amostra, enquanto os precipitados do grupo CPAMA II, que perderam calor devido à conformação mas tiveram uma têmpera rápida, apresentou precipitados maiores, mas ainda bem distribuídos e por fim os precipitados da amostra CPAMR tiveram tamanhos desproporcionais, e ficaram distribuídos de forma heterogênea na amostra, sendo concentrado em algumas regiões e não aparecendo em outras, ou seja, o tempo para solubilização foi longo, possibilitando a nucleação e crescimento de precipitados, e estes primeiros precipitados nucleados acabaram impossibilitando a nucleação de precipitados menores na matriz da amostra.

Outro fator a ser levado em consideração no processo é a espessura das chapas, pois quanto menor, maior será a velocidade de precipitação. Em resumo, este processo ainda pode ser analisado para chapas de espessura fina, menores que 13 mm ou o processo pode ser realizado empregando prensas mecânicas, por possuírem maior velocidade de conformação.



**REFERÊNCIAS**

- [1] TAN, C.F., SAID, M.R. Effect of Hardness Test on Precipitation Hardening Aluminium Alloy 6061-T6. Chiang Mai J. Sci. Vol 36, Nº3, pp. 276-286, 2009.
- [2] SOARDI, A., LUCHEZI, C., MARCHETT, J.V.H., Silva, R.C., SCHAEFFER, L. Análise das Deformações em um Processo de Dobramento Variando a Geometria da Ferramenta. 39th Senafor, 2019.
- [3] OZTURK, F., SISMAN, A., TOROS, S., KILIC, S., PICU, R.C., Influence of Aging Treatment on Mechanical Properties of 6061 Aluminum Alloy. Materials and Design. Vol 31, pp. 912-975, 2009.
- [4] DE COSTA, L.L., SCHAEFFER, L. Influência de Elementos Microligantes na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Aços Forjados a Quente. 35th Senafor, 2015
- [5] NORTON, R.L. Projetos de Máquinas: Uma abordagem integrada. 4.ed. Porto Alegre: Bookman, 2013. p.303-399, 481-518, 987.
- [6] KIM, Y.H., RYOU, T.K., CHOI, H.J., HWANG, B.B. Na Analysis of the Forging Processes for 6061 Aluminum-Alloy Wheels. Journal of Materials Processing Technology. Vol 123, pp270-276, 2002.
- [7] ABAL. Fundamentos e Aplicações do Alumínio. 2.ed. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2007.
- [8] ABAL. Guia Técnico do Alumínio: Tratamento Térmico do Alumínio e suas Ligas. 2.ed. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2011.



# **Quantificação de constituintes M-A através de metalografia colorida em aço bainítico livre de carbonetos**

## **Quantification of M-A constituents by colored metallography on carbide-free bainitic steel**

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**

**Aços bainíticos de resfriamento contínuo com teores de Si em torno de 1% apresentam microestrutura bainítica livre de cementita, composta por ferrita bainítica, austenita retida e/ou constituintes martensita-austenita. Estes constituintes, também chamados de constituintes M-A, se formam a partir da transformação bainítica incompleta e, de acordo com a sua proporção e geometria, desempenham ação significativa nas propriedades mecânicas do material. A utilização de técnicas combinadas, como difração de raio-X e a quantificação metalográfica via microscopia óptica, podem ser uma alternativa para estimar as frações volumétricas de constituintes M-A, bem como a proporção de martensita e austenita que formam estes constituintes. O presente estudo teve como objetivo investigar a presença de constituintes M-A no aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4, aplicando estas técnicas de quantificação. A quantificação de austenita retida foi obtida via difração de raio-X, enquanto que a revelação dos constituintes foi realizada via análise metalográfica utilizando o reagente químico LePera, de modo que a quantificação foi realizada via software ImageJ. Assim foi estabelecido um comparativo entre a fração de constituintes M-A e austenita retida, considerando as limitações da técnica. Foi identificado via microscopia óptica com o reagente LePera, uma microestrutura livre de carbonetos composta por bainita granular (e ferrita poligonal) e constituintes M-A numa proporção volumétrica de cerca de 86% e 13,6%, respectivamente. Já a análise via difração de raio-X identificou fração volumétrica de 10,6% de austenita retida. Os resultados mostram que o uso das técnicas combinadas permite obter informações complementares em relação à presença de constituintes M-A e austenita retida, possibilitando discussões em relação às proporções de austenita e martensita nestes constituintes, bem como em relação à estabilidade das regiões de austenita enriquecida de C durante a transformação bainítica.**

**Palavras-chave — quantificação, constituintes, martensita, austenita retida, LePera.**

<sup>(1)</sup>Estud. Eng.; 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. Me. Eng.; Universidade Federal do Rio Grande do Sul – Porto Alegre, cristianojturra@gmail.com.

<sup>(5)</sup>Prof. Dr. Eng.; Instituto Federal Catarinense – Luzerna, diego.lima@ifc.edu.br.

## ABSTRACT

**Bainitic steels with continuous cooling that have around 1% of Si present a cementite-free bainitic microstructure, composed of bainitic ferrite, retained austenite and/or martensite-austenite constituents. These constituents, also called M-A constituents, are formed from incomplete bainitic transformation and, according to their proportion and geometry, play a significant role in the mechanical properties of the material. The use of combined techniques, such as X-ray diffraction and metallographic quantification via optical microscopy, can be an alternative to estimate the volumetric fractions of M-A constituents, as well as the proportion of martensite and austenite that form these constituents. The present study aimed to investigate the presence of M-A constituents in the continuous cooling bainitic steel DIN 18MnCrSiMo6-4, applying these quantification techniques. The quantification of retained austenite was obtained via x-ray diffraction, while the revelation of the constituents was performed via metallographic analysis using the chemical reagent LePera, so that the quantification was performed via ImageJ software. Thus, a comparison was established between the fraction of M-A constituents and retained austenite, considering the limitations of the technique. A carbide-free microstructure composed of granular bainite (and ferrita polygonal) and M-A constituents in a volumetric proportion of about 86% and 13.6%, respectively, was identified via optical microscopy with the reagent LePera. The analysis via X-ray diffraction identified a volume fraction of 10.6% of retained austenite. The results show that the use of combined techniques allows for additional information about the presence of M-A constituents and retained austenite, enabling discussions in relation to the proportions of austenite and martensite in these constituents, as well as in relation to the stability of the austenite regions enriched in C during the bainitic transformation.**

**Keywords — quantification, constituents, martensite, retained austenite, LePera.**

## 1. INTRODUÇÃO

A redução de tempo de processo e consumo energético é um grande desafio da indústria metalmeccânica, onde a manufatura energeticamente eficiente se torna objeto de estudo. O processamento termomecânico com utilização de aços bainíticos se encaixa nesse contexto, pois dispensa a necessidade de tratamentos térmicos posteriores a conformação [1]. Além disso, durante o resfriamento, a microestrutura multifásica originada possui ótima combinação entre dureza, tenacidade e resistência a mecânica [1,3,4].

Isso é possível, pois quando esses aços dispõem de cerca de 1% de silício em sua composição química e são submetidos ao resfriamento contínuo, apresentam microestrutura bainítica livre de cementita que é composta por ferrita bainítica, austenita retida e/ou constituintes martensita-austenita. Esses constituintes, também denominados M-A, são formados a partir da transformação incompleta da bainita e dependendo da fração volumétrica e morfologias originadas, seu efeito na microestrutura pode ser benéfico ou prejudicial para as propriedades mecânicas [5–7].

Para o estudo desses aços, é muito importante o uso de técnicas combinadas de caracterização microestrutural, pois deste modo é possível obter informações complementares, especialmente em relação aos constituintes M-A, os quais possibilitarão compreender melhor as características desta microestrutura. Por exemplo, através de análises de fases via difração de raio-X, é possível estimar a fração volumétrica de austenita retida (AR), porém a identificação do percentual de M-A não é possível, sendo assim, necessária a utilização de técnicas de caracterização visual para complementar o estudo.

Apesar da importância da identificação e quantificação de M-A, historicamente a análise destes constituintes é extremamente difícil, onde suas morfologias possuem diversos formatos que são originados durante o resfriamento da liga [8,9]. No entanto, dispendo de metalografia colorida com metodologia específica para a identificação de M-A, a caracterização de microestruturas que contém estes constituintes pode ser viabilizada. Inclusive, microestruturas complexas como as microestruturas bainíticas livres de cementita.

O reagente LePera [10] é um exemplo de solução química utilizada para a metalografia colorida.

Tradicionalmente, esse reagente é empregado para revelar e diferenciar por colorações as fases ou microestruturas: a bainita com tom marrom, ferrita azul-esverdeado e a austenita retida e martensita em tom branco [8,9,11,12]. No entanto, a utilização do reagente LePera se torna complexa, pois ele possui diversas variáveis: concentração química do reagente em relação a composição da liga, tempo e temperatura de ataque químico, umidade relativa do ar e método de secagem [11,13,14]. Além disso, mesmo dispondo de equipamentos/estrutura com alto investimento, ainda não foi possível controlar esses fatores por completo [15].

No entanto, devido ao reagente LePera ser sensível a variáveis, é possível obter diferentes condições de contrastes entre as fases ou constituintes da microestrutura. A partir disso, quando utilizado parâmetros/condições de ataque químico específicos, o uso deste reagente pode facilitar o destacamento de M-A e torná-lo objeto de estudo. Diante disso, foi realizado um estudo de caracterização microestrutural em um aço bainítico de resfriamento contínuo, onde a austenita retida foi identificada através da análise por difração por raio-X enquanto a microestrutura da liga e em especial os constituintes M-A, foram analisados com metalografia colorida com o reagente LePera.

## 2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foi utilizado o aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 na condição de barra laminada e resfriamento contínuo ao ar ( $\approx 1$  K/s), que tem sua composição química apresentada na Tabela 1. Para o estudo, a região de análise da amostra foi o meio-raio da barra para evitar regiões com possíveis segregações.

**Tabela 1.** Composição química do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 (% wt).

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	Fe
Identificado	0,189	1,16	1,35	0,0097	0,0147	0,0582	1,14	0,0901	0,263	0,0136	Bal.

Fonte: os autores.

As amostras destinadas ao processo de quantificação de constituintes M-A foram preparadas de acordo com a norma ASTM E3 – 11 [16]. Além disso, com o intuito de evitar possíveis má formações do filme do reagente LePera, as superfícies das amostras foram limpas no mínimo três vezes com água desliadas seguido de secagem com ar quente soprado.

Para a revelação de constituintes M-A, buscou-se uma condição que beneficiasse a quantificação de M-A com o reagente LePera, onde estes constituintes se apresentam em coloração branca e, segundo literatura, o restante da microestrutura pode tanto demonstrar tonalidade azul-esverdeada quanto marrom [9]. Essa variação de tonalidade se deve as mudanças de parâmetros de ataque químico e principalmente, das duas soluções que este reagente é formado (Tabela 2).

Em testes prévios, notou-se que quando a microestrutura possui coloração azul-esverdeada e constituintes M-A em tom branco (condição AEM-A), apresenta uma condição desfavorável para o processo de quantificação em software. Por outro lado, quando a microestrutura exibe coloração marrom e constituintes M-A em tom branco (condição MM-A), apresenta uma melhora no processo de quantificação, pois há um melhor contraste entre microestrutura e M-A.

No entanto, ao invés de alterar as proporções do reagente, foi preferível aumentar a concentração de ácido pícrico na solução II para favorecer a condição MM-A. A diferença entre a composição química do LePera “original” e do “modificado” para este trabalho é apresentado na Tabela 2.

**Tabela 2.** Composição química do reagente LePera original e o modificado para este trabalho.

Reagente LePera	Solução I	Solução II
<b>LePera - Original</b> [10]	1% de metabissulfito de sódio em 100mL água destilada	4% de ácido pícrico em 100mL álcool etílico
<b>LePera - Modificado</b>	1% de metabissulfito de sódio em 100mL água destilada	6% de ácido pícrico em 100mL álcool etílico

Fonte: os autores.

As soluções do reagente LePera modificado, após a preparação, foram mantidas em aproximadamente 0°C e misturadas momentos prévios ao ataque químico, deste modo, se tem a total efetividade do reagente e a formação do filme de maneira lenta na superfície da amostra. Em síntese, para obter a visualização e quantificação dos constituintes M-A, foram adotados os procedimentos da Tabela 3.

**Tabela 3.** Procedimentos de ataque químico com o reagente LePera modificado.

Reagente	Proporção das soluções	Tempo de ataque	Interrupção do ataque / tempo	Limpeza pós ataque	Método de secagem / Posição
LePera Modificado	1:1	10s	Imersão em água destilada / 10s	Água corrente	Natural / Vertical

Fonte: os autores.

Após o processo de gravação com o reagente LePera, foram adquiridas 9 imagens em cada aumento de 200x, 400x e 1000x no microscópio óptico (MO) OPTIKA B1000MET através do software OptikaView7. Por fim, as 27 imagens coletadas foram destinadas ao processo de quantificação de fração volumétrica dos constituintes M-A no software ImageJ.

Para o estudo da fração de AR formada no aço bainítico, foi realizada a análise de difração de raio-X. A amostra foi extraída por eletroerosão a fio seguido pelo procedimento de remoção eletrolítica de camada. Nesta etapa, para evitar erros de medição por possibilidade de ocorrer a transformação de austenita retida em martensita devido as deformações superficiais no processo de corte, foi removido aproximadamente 150 µm de camada superficial. Para a remoção, foi utilizada uma solução constituída de 20% de ácido fosfórico (H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>) e 80% de ácido sulfúrico (H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>). Na análise, utilizou-se a radiação de cromo com K $\alpha$  médio de 2,29 Å, voltagem de 33 kV e corrente de 40 mA. O intervalo de medição (2 $\theta$ ) utilizado foi de 60° a 164° que abrange os picos de austenita ({111}, {200} e {220}) e ferrita ({110}, {200} e {211}). O tempo total de cada medição foi de 45 minutos com a utilização de um colimador de 1 mm e passo de 0,05°. Por fim, os difratogramas foram processados no software de refinamento Rietveld TOPAS (versão 4.2).

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Na Figura 1 é apresentado a microestrutura do aço na lente de 200x e há um comparativo entre diferença da microestrutura revelada pelo ataque químico com o reagente nital 2% (Figura 1a) e reagente LePera modificado (Figura 1b e 1c). Em todas as fotografias, observa-se que após o processo de laminação do aço, foi formado uma microestrutura bainítica composta por bainita granular (BG) e ferrita poligonal (FP).

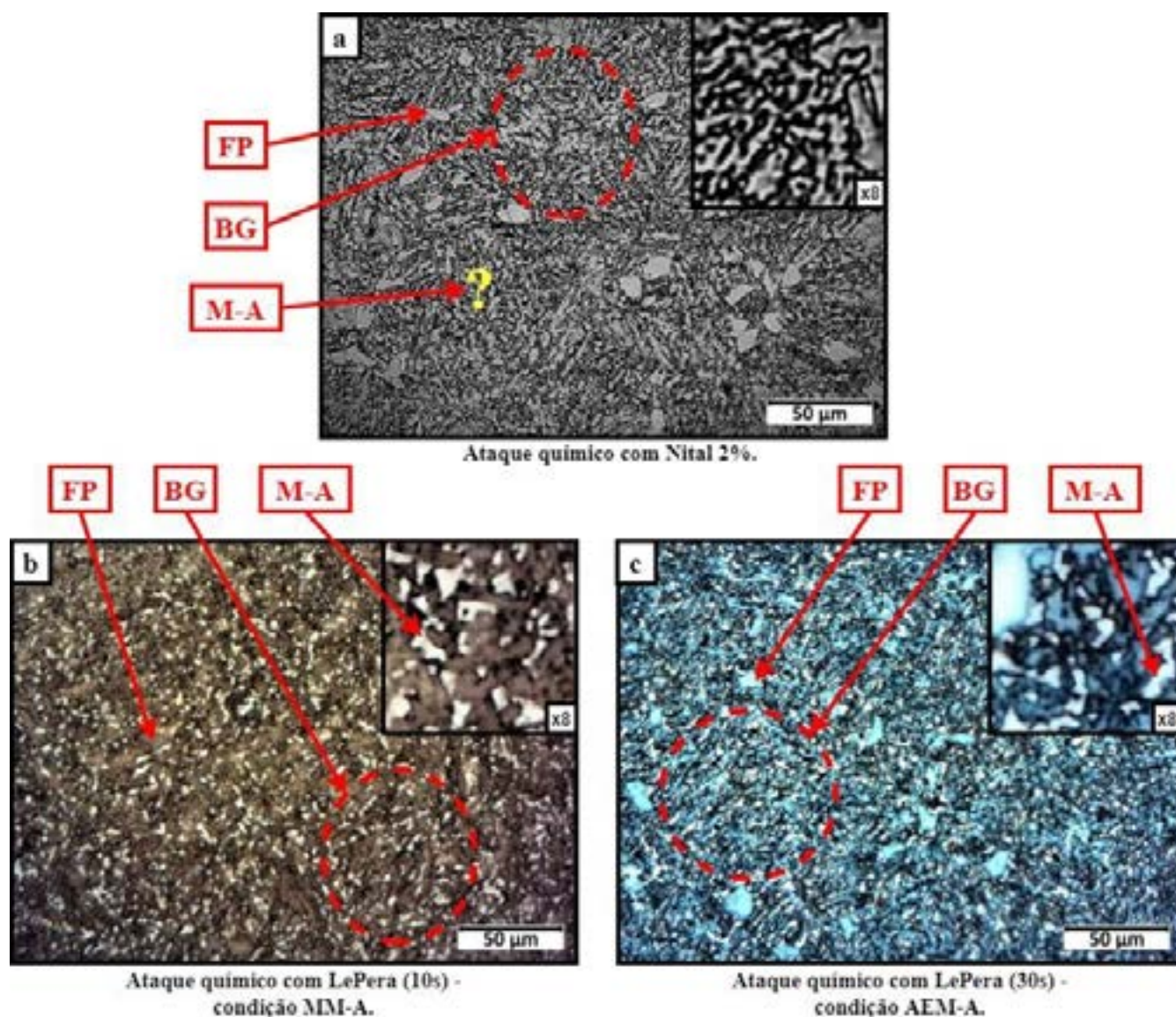
Em si, a bainita granular presente nas imagens (Figura 1) é caracterizada por placas de ferrita bainítica (BF) separadas por ilhas de constituintes M-A [7,17–19]. Além disso, no comparativo fica nítida a dificuldade da identificação destes constituintes por microscopia óptica com o Nital 2% (Figura 1a). Por outro lado, quando utilizado o reagente LePera, é possível obter duas diferentes condições (Figura 1b e Figura 1c) onde facilita o destacamento dos constituintes M-A em tonalidade branca do restante da microestrutura. Em especial, se destaca a condição ideal MM-A (Figura 1b), pois possibilita o melhor contraste entre constituintes M-A e microestrutura para o processo de



quantificação.

A coloração branca dos constituintes M-A (Figura 1b e 1c) é consequência da não corrosão e formação de depósito na superfície devido a essa fase ser rica em carbono [18]. Por outro lado, a variação de tonalidade da BG e FP, é devido a espessura da camada do filme formado durante o processo de gravação com o reagente LePera, onde há distintas refrações da luz que incide por MO na microestrutura [18]. Desse modo, conforme observado em testes, a coloração obtida por esse reagente pode ser influenciada pelos parâmetros de ataque químico, proporção dos reagentes e tempo de ataque químico.

**Figura 1.** Compilado de imagens (MO) gravadas com os reagentes nital 2% e LePera em 200x. a) Nital 2%; b) LePera MM-A; c) LePera AEM-A.



Fonte: os autores.

A Figura 2 é dividida em três etapas (I, II e III) que as fotografias foram submetidas para o processo de quantificação de constituintes M-A. Basicamente, cada linha da Figura 2 mostra três diferentes aumentos (200x, 400x e 1000x) para cada etapa, já cada coluna apresenta para a mesma fotografia, etapas diferentes.

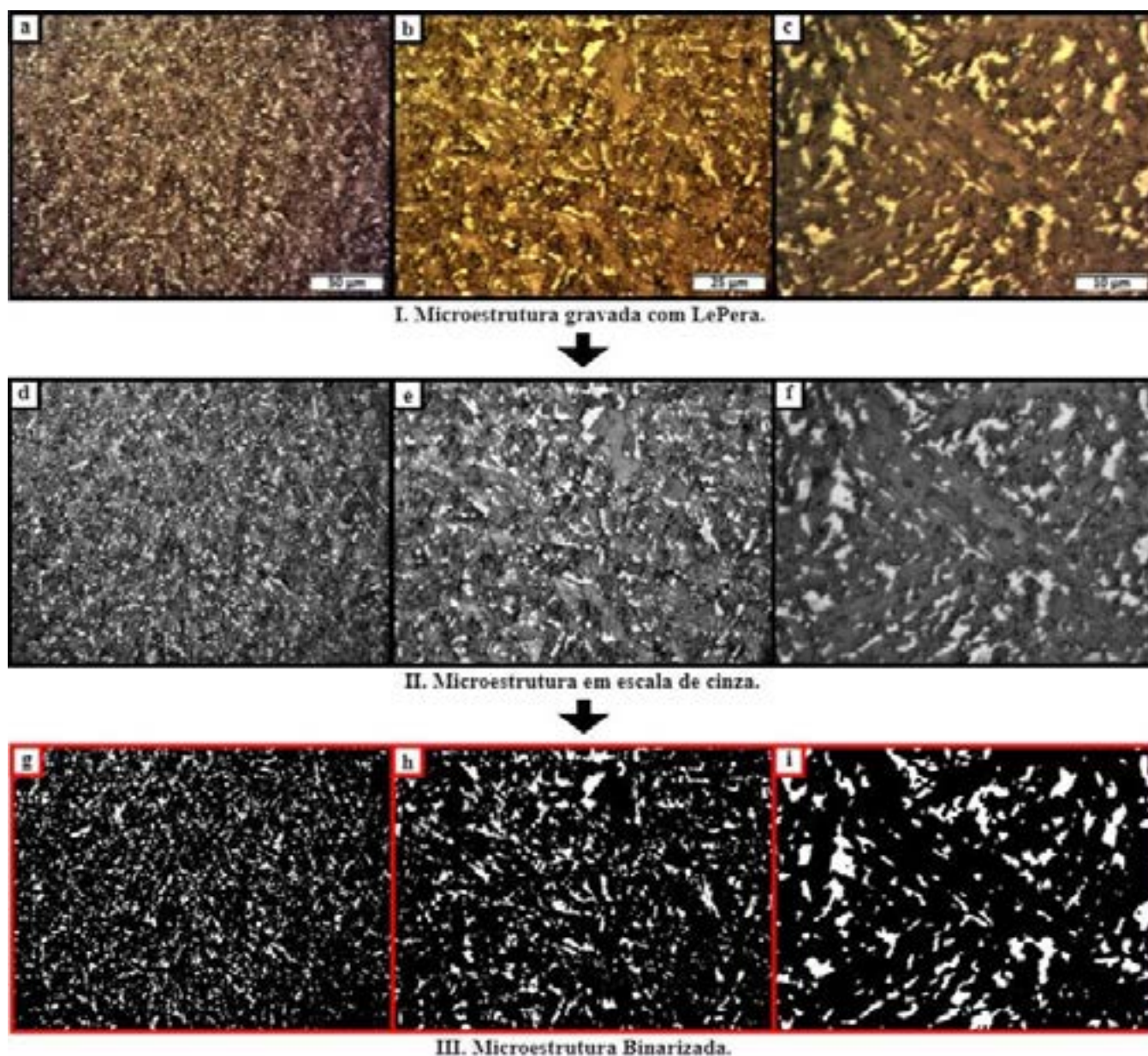
As primeiras três fotografias (Figura 2a em 200x, 2b em 400x e 2c em 1000x) são imagens da microestrutura gravada com o reagente LePera que foram coletadas a partir do microscópio óptico e apresentam a primeira etapa (I). A segunda etapa (II), corresponde as imagens modificadas para a escala de cinza (Figura 2d em 200x, 2e em 400x e 2f em 1000x) no software ImageJ que é um procedimento necessário pré-binarização. Já a terceira etapa (III), também realizada no ImageJ,



mostra o estágio final da quantificação onde é feita a binarização (Figura 2g em 200x, 2h em 400x e 2i em 1000x) da microestrutura para a coleta de dados dos constituintes M-A. Salienta-se que, os constituintes M-A foram identificados de maneira automática pelo software.

De maneira geral, realizando uma análise visual na Figura 2, houve alta correspondência entre os constituintes M-A gravados pelo reagente LePera e os identificados no software em todos os aumentos. Além disso, o aumento de 1000x (Figura 2c, 2f, 2i) possibilita a visualização da microestrutura com ampliação superior, o que facilita a identificação dos constituintes menores em relação aos outros aumentos utilizados.

**Figura 2.** Compilado de imagens (MO) gravadas com o reagente LePera e processo de quantificação em diferentes aumentos. a) 200x; b) 400x; c) 1000x; d) 200x; e) 400x; f) 1000x; g) 200x; h) 400x; i) 1000x.



Fonte: os autores.

A Tabela 4 mostra os resultados da quantificação volumétrica dos constituintes M-A por microscopia óptica e os resultados de AR provenientes da análise de difração de Raio-X.

No processo de quantificação microestrutural (Tabela 4), o uso da maior ampliação (1000x) resultou em menores números de constituintes M-A contabilizados, pois a área de medição nessa lente é menor em relação as demais ampliações utilizadas (200x e 400x). Inclusive, devido a redução da área de amostragem no aumento de 1000x, em alguns momentos a região de análise fica mais concentrada em locais com constituintes M-A maiores ou menores, o que resultou no maior desvio

padrão.

Apesar do maior desvio padrão da área na ampliação de 1000x, a média de fração volumétrica de constituintes M-A contabilizados em relação as outras lentes (200x, 400x) ficaram muito próximas, havendo apenas cerca de 0,7% de variação entre os aumentos. Com esse resultado, pode-se observar que todas as ampliações obtiveram coerência na caracterização volumétrica dos constituintes M-A.

A fração volumétrica de constituintes M-A identificadas via microscopia óptica com o reagente LePera foi de 13,6% (média entre aumentos – Tabela 4) e por consequência, cerca de 86% de BF e FP.

Em relação a fração volumétrica da fase de austenita retida obtida na análise de difração por raio-X, o valor correspondente foi de 10,6% de AR (Tabela 4). Valor este, que está de acordo com as frações de constituintes M-A medidas por microscopia óptica. De maneira geral, a obtenção das frações volumétricas de austenita retida e de constituintes M-A são informações muito relevantes para se avaliar o comportamento mecânico diante destas microestruturas.

**Tabela 4.** Dados da quantificação de constituintes M-A por MO e da análise de difração por raio-X.

<b>Quantificação de M-A por MO</b>			
	<b>Aumentos</b>		
	<b>200x</b>	<b>400x</b>	<b>1000x</b>
<b>Nº de elementos identificados</b>			
Média por imagem	2.828,6	1.324,0	399,9
Desvio padrão	333,3 (11 %)	105,9 (8 %)	72,4 (18 %)
<b>Área total (µm<sup>2</sup>)</b>			
Média por imagem	7.521,4	1.898,0	304,8
Desvio padrão	849,6 (11 %)	191,6 (10 %)	64,00 (21 %)
<b>Média de Área (%)</b>			
	13,5	13,7	13,7
Desvio padrão	1,5 (11%)	1,4 (10%)	2,9 (21%)
Média entre aumentos		13,6	
Desvio padrão entre aumentos		0,09 (0,7 %)	
<b>Análise de raio-X</b>			
Austenita retida (AR)		10,6%	

Fonte: os autores.

#### 4. CONCLUSÃO

Neste trabalho, foi proposto o estudo da quantificação volumétrica de constituintes M-A de um aço bainítico livre de carbonetos. O desenvolvimento ocorreu através de duas técnicas combinadas. Através do ataque químico com o reagente LePera foi possível estimar a fração de constituintes M-A e na análise de difração por raio-X, o percentual de AR. Através disso, se obteve as principais considerações:

- O aço DIN 18MnCrSiMo6-4 utilizado no trabalho apresentou uma microestrutura bainítica livre de carbonetos formada por BG e FP;
- Foi identificado cerca de 13,6% de constituintes M-A com o reagente LePera por microscopia óptica, sendo que, o valor restante (aprox. 86%) é correspondente a BF e FP. Já na análise por raio-X, foi encontrado 10,6% de AR;
- A microestrutura demonstrou ser típica de aço bainítico de resfriamento contínuo com valores diferentes de frações volumétricas de M-A e AR que são informações relevantes para avaliar o comportamento mecânico da liga.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao Instituto Federal Catarinense – Campus Luzerna por proporcionar a infraestrutura adequada a pesquisa e financiar os recursos necessários para a realização dos ensaios.

Ao programa BRAGECRIM e a UFRGS – Porto Alegre por parcerias e compartilhamento de estudos para a evolução da comunidade científica.

## Referências

- [1] A.S. Rocha, H.W. Zoch, Manufatura Energeticamente Eficiente para Aços Bainíticos Avançados Baseada no Processamento Termomecânico “ Energy efficient manufacturing chain for advanced bainitic steels based on thermo-mechanical processing ,” (2017) 1–20.
- [2] H.K.D.H. Bhadeshia, Bainite in steels, *Inst. Mater.* (2001) 464. [http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/bainite\\_NN.html](http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/bainite_NN.html).
- [3] A.J. Abdalla, T.M. Hashimoto, M.S. Pereira, R.M. Anazawa, FORMAÇÃO DA FASE BAINÍTICA EM AÇOS DE BAIXO CARBONO, *Rev. Bras. Apl. Vácuo.* 25 (2006) 175–181. <https://doi.org/http://www.sbvacu.org.br/rbav/index.php/rbav/article/view/64/0>.
- [4] D.S. Ramos., C.A.S. Oliveira, M.H. Ferrer, V. Ogliari, G. Eismann, EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NA CINÉTICA E MORFOLOGIA DA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA EM AÇOS DE ALTO CARBONO CONTENDO TEORES VARIÁVEIS DE Si, Mn e Ni, 21º CBECIMAT - Congr. Bras. Eng. e Ciência Dos Mater. (2014) 4744–4751. <http://www.metallum.com.br/21cbecimat/CD/PDF/304-080.pdf>.
- [5] E. Bonnevie, G. Ferrière, A. Ikhlef, D. Kaplan, J.M. Orain, Morphological aspects of martensite-austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels, *Mater. Sci. Eng. A.* 385 (2004) 352–358. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.06.033>.
- [6] X. Luo, X. Chen, T. Wang, S. Pan, Z. Wang, Effect of morphologies of martensite–austenite constituents on impact toughness in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 710 (2018) 192–199. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.079>.
- [7] C. Xie, Z. Liu, X. He, X. Wang, S. Qiao, Effect of martensite–austenite constituents on impact toughness of pre-tempered MnNiMo bainitic steel, *Mater. Charact.* 161 (2020) 110139. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110139>.
- [8] H. Colpaert, Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns, 4th ed., Blucher, ISBN 9788521204497, São Paulo, 2008.
- [9] E. Girault, P. Jacques, P. Harlet, K. Mols, J. Van Humbeeck, E. Aernoudt, F. Delannay, Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP-Assisted Steels, *Mater. Charact.* 40 (1998) 111–118. [https://doi.org/10.1016/s1044-5803\(97\)00154-x](https://doi.org/10.1016/s1044-5803(97)00154-x).
- [10] F.S. LePera, Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steels, *Metallography.* 12 (1979) 263–268. [https://doi.org/10.1016/0026-0800\(79\)90041-7](https://doi.org/10.1016/0026-0800(79)90041-7).
- [11] C.S. FUKUGAUCHI, METODOLOGIA PARA CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA DE UM AÇO TRIP POR MICROSCOPIA ÓPTICA, Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010. <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/94424>.
- [12] M.S. Pereira, P.E.L. Garcia, T.M. Hashimoto, Metallographic Procedure to Microstructural Characterization of a Multiphase Steel Applied to Pipelines Industry by Optical Microscopy, *Microsc. Microanal.* 8 (2002) 1328–1329. <https://doi.org/10.1017/S1431927602105071>.
- [13] M.A. Silva, M.W. Junior, A.D.S. Rocha, C.J. Turra, D.R.S. de Lima, CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE AÇO MULTIFÁSICO BAINÍTICO PARA FORJAMENTO COM REAGENTE LEPERA MICRO-STRUCTURAL, 39th SENAFOR. (2019) 11.
- [14] M.A. Silva, M. Wolfart Junior, D.R.S. Lima, A.A.B. Fogliatto, M.J.C. Ozorio, L. Pereira, Caracterização microestrutural através de ataque químico colorido com lepera para aço e ferro fundido, 8º Semin. Inovação e Tecnol. Do IFSul. (2019) 1–11. <http://ww2.sapucaia.ifsul.edu.br/sites/inovtec/wp-content/uploads/sites/2/2019/12/Anais-INOVTEC-2019.pdf>.
- [15] D. Britz, Y. Steimer, F. Mücklich, A New Approach for Color Metallography: Through Controlled Conditions to Objective Microstructure Analysis of Low-Carbon Steels by LePera-Etching, 100 Years E04 Dev. *Metallogr. Stand.* (2019) 130–151. <https://doi.org/10.1520/stp160720170242>.
- [16] ASTM E3 - 11(2017) Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, (n.d.). <https://www.astm.org/Standards/E3.htm> (accessed November 7, 2020).
- [17] H.K.D.H. Bhadeshia, Bainite in Steels, third, Maney Publishing, Cambridge, 2015. [http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/bainite\\_NN.html](http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/bainite_NN.html).
- [18] S. Reisinger, G. Ressel, S. Eck, S. Marsoner, Differentiation of grain orientation with corrosive and colour etching on a granular bainitic steel, *Micron.* 99 (2017) 67–73. <https://doi.org/10.1016/j.micron.2017.04.002>.
- [19] A.C. de F. Silveira, W.L. Bevilacqua, V.W. Dias, P.J. de Castro, J. Epp, A. da S. Rocha, Influence of hot forging parameters on a low carbon continuous cooling bainitic steel microstructure, *Metals (Basel).* 10 (2020). <https://doi.org/10.3390/met10050601>.
- [20] D.C. Ramachandran, S.D. Kim, J. Moon, C.H. Lee, J.H. Chung, E. Biro, Y. Do Park, Classification of martensite-austenite constituents according to its internal morphology in high-strength low alloy steel, *Mater. Lett.* 278 (2020) 128422. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128422>.





# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021



**23ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas**  
**10ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas**  
**7º Congresso do BrDDRg**

**23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference**  
**10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference**  
**7<sup>th</sup> BrDDRg Congress**

## PREFÁCIO

A pandemia afetou o planeta em 2020 e provocou a transferência do Congresso do BrDDRg e de todo o SENAFOR para 2021. De forma muito acertada comissão organizadora decidiu pela segurança, optando por realizar o congresso de forma virtual. A realização de um evento em formato virtual não é pior, nem melhor eu diria. É diferente. Algumas coisas são melhores, como a gestão do tempo, a possibilidade de assistir e reassistir as palestras, o próprio custo do evento cai tanto para organizadores quanto para o público. Por outro lado, perdemos o contato pessoal, o networking fica um pouco prejudicado. No BrDDRg 2021 e em todas as palestras do SENAFOR o participante pôde acompanhar o evento de forma totalmente virtual. No entanto é bom lembrarmos que os trabalhos realizados foram desenvolvidos por pessoas de verdade e, mais importante, as pesquisas e soluções técnicas apresentadas e discutidas são reais, vindas de grupos de pesquisa que trabalham nas indústrias e universidades no Brasil e no mundo, e que se adaptaram à nova realidade e não pararam de trabalhar durante a pandemia. Neste ano dividimos as palestras em 5 sessões temáticas que abrangeram toda a gama de tecnologias de conformação de chapas.

Agradecemos a todos os amigos dos Processos de Estampagem, Conformação de Chapas, Engenharia Industrial e Pesquisa & Desenvolvimento que participaram e contribuíram de alguma forma para mais um encontro de ideias e soluções, que ano após ano ajudam a fazer nossa indústria mais competitiva e nossas universidades mais inovadoras.

João Henrique Corrêa de Souza, Dr.-Ing.

Universidade Federal de Rio Grande (FURG) - Professor visitante no PPMec

TechnNOVA Pesquisa Desenvolvimento Inovação Ltda. - Consultor Técnico Sênior



# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021



**23ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas**  
**10ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas**  
**7º Congresso do BrDDRg**

**23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference**  
**10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference**  
**7<sup>th</sup> BrDDRg Congress**

## **PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS** **LECTURES & TECHNICAL PAPERS**

CHAPAS 01

### **RM (COEFICIENTE MÉDIO DE ANISOTROPIA NORMAL): O QUE É E QUAL SUA RELEVÂNCIA?**

Rm (average coefficient of normal anisotropy): what is it and what is its relevance?  
*Paulo Roberto Cetlin, Pedro Henrique Pereira Rodrigues, Alisson Duarte da Silva e Maria Teresa Paulino Aguilar (UFMG – Belo Horizonte, MG)*

CHAPAS 02

### **AUMENTO DA EFICIÊNCIA ENERGÉTICA E DA SEGURANÇA OPERACIONAL NO MERCADO FLORESTAL NORTE-AMERICANO ATRAVÉS DO USO DE AÇOS DE ULTRA ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA**

Improving energy efficiency and operational safety in the North-American forestry market through using ultra-high strength steels  
*Roberto de Antoni (Unylaser Indústria Metalúrgica Ltda - Caxias do Sul, RS), Leonardo Turani (Usiminas - Belo Horizonte, MG) e Eduardo Cervelin (Grupo PCP Steel - Caxias do Sul, RS)*

CHAPAS 03

### **MAGNELIS® - UM REVESTIMENTO METÁLICO INOVADOR, QUE OFERECE PROTEÇÃO NOS AMBIENTES MAIS AGRESSIVOS**

Magnelis® - An innovative metallic coating that offers protection in the most aggressive environments  
*Luiz Gustavo Andres (ArcelorMittal Brasil – Aços Planos)*

CHAPAS 04

### **INFLUÊNCIA DA SENSIBILIDADE DE PARÂMETROS DOS MODELOS DE AVRAMI NAS CINÉTICAS DE RECRISTALIZAÇÃO SOBRE O TAMANHO DE GRÃO EM UM PROCESSO DE LAMINAÇÃO A QUENTE DE LIGA DE AÇO SAE 4140.**

Sensitivity analysis on Avrami model parameters for crystallization kinetics and its impact over grain sizes in a steel alloy SAE 4140 hot rolled blank  
*Henrique Augusto Camargo Durello e Sérgio Henrique Evangelista (Universidade Federal de São Carlos – UFSCar)*



# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021



**23ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas**  
**10ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas**  
**7º Congresso do BrDDRg**

**23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference**  
**10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference**  
**7<sup>th</sup> BrDDRg Congress**

CHAPAS 05

## **AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA AO DESGASTE (QUARD) E ESTRUTURAIS (QUEND). (TÍTULO PROVISÓRIO)**

High Strength (QUEND) and Wear Resistant Steels (QUARD)

*Paulo Seabra e Redelvim Andrade (NLMK South America Sales, São Paulo, SP)*

CHAPAS 06

## **AValiaÇÃO DO RAIo DE DOBRA PARA O AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA QUARD 500 EM MATRIZ V**

*Josimar Teixeira dos Santos e Fabiano da Silva Brites (UNISINOS, São Leopoldo, RS) e Lirio Schaeffer (UFRGS)*

CHAPAS 06A

## **CRIAÇÃO DE PISOS 3D PELO PROCESSO DE ESTAMPAGEM INCREMENTAL: ESTUDO DE CASO**

Creation of 3D coatings by the incremental sheet forming process: case study

*Gustavo Alexandre Felisbino, Gilson De March, Daniel Fritzen, Anderson Daleffe e Jovani Castelan (Faculdade SATC | Criciúma/SC)*

CHAPAS 07

## **ESTAMPABILIDADE DE CHAPA DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA: SENSIBILIDADE A TRINCA DE BORDAS**

Stampability of High Strength Steel Sheets: Edge Crack Sensibility

*Lucas Salomão Peres (USP / POLI), João Henrique Corrêa de Souza (FURG), Gilmar Ferreira Batalha (USP / POLI)*

CHAPAS 08

## **ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA GEOMETRIA DO DRAW BEAD NA CONFORMABILIDADE DO AÇO DUPLA PHASE DP 780**

Study of the influence of draw bead geometry in the conformability of dual phase DP 780 steel

*Alex Raimundo de Oliveira, Raul Farias Batista, Ronaldo de Souza Silveira Junior, Sérgio Fernando Lajarin, Claudimir José Rebeyca Ravilson, Antônio Chemin Filho e Paulo Victor Prestes Marcondes*

CHAPAS 09

## **NOVO CRITÉRIO DE FALHA BASEADO EM ESTADO TRIAXIAL DE TENSÕES PARA CHAPAS DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA: UMA REVISÃO**

New failure criteria based on triaxial state stress for sheet metal of high strength steels sheets: a literature review

*Luiz Gustavo Souza Zamorano (Ford Motor Company); Luis Fernando Folle, Bruno Caetano dos Santos Silva, André Souza Oliveira e Rodrigo Santiago Coelho (SENAI CIMATEC - ISI de Conformação e União de Materiais); Fabio Andre Lora (Universidade Federal do Recôncavo da Bahia)*



# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021



**23ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas**  
**10ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas**  
**7º Congresso do BrDDRg**

**23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference**  
**10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference**  
**7<sup>th</sup> BrDDRg Congress**

CHAPAS 10

## **PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE PEÇAS METÁLICAS POR MANUFATURA ADITIVA COM FUSÃO LOCALIZADA DE AÇOS BAIXA LIGA**

Use of MIG / MAG welding technique for additive manufacturing, maintenance and recovery of stamped parts.

*Henrique Cechinel Casagrande, Anderson Daleffe, Carlos Antônio Ferreira, Daniel Fritzen, Gilson De March e Jovani Castelan (Faculdade SATC – Criciúma SC)*

CHAPAS 11

## **RELACIÓN ENTRE LAS VARIABLES DE MARCADO POR LASER Y LA TENSIÓN DE ROTURA EN PROBETAS DE TRACCIÓN DE ACERO AVANZADO DE ALTA RESISTENCIA.**

Relationship between variables of laser grids and the fracture strength in tensile test of advanced high-strength steel

*Alejandro Simoncelli, Nazareno Antunez, Germán Abate, Daniela Perez, Vitaliy Martynenko, Antonio Sánchez Egea e Daniel Martinez Krahmer (Instituto Nacional de Tecnología Industrial (INTI) – Buenos Aires, Argentina)*

CHAPAS 12

## **COMO DUPLICAR A VIDA DE UM FERRAMENTAL?**

How you can double the tool life of your stamping tools?

*André Luiz Slaviero (AÇOS BÖHLER-UDDEHOLM DO BRASIL/ Flores da Cunha – RS – Brasil)*

CHAPAS 13

## **DETERMINAÇÃO DA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO DO AÇO AISI-1008**

Determination of Forming Limit Curve of Steel AISI-1008

*Jamile Thon Langbehn, Alesandre de Oliveira Souza, Diana Morona, Raul Varnier e Anderson Daleffe (Centro Universitário UNISATC, Criciúma, SC)*

CHAPAS 14

## **LEVANTAMENTO DA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO DO AÇO SAE -1006**

Forming Limit Curve Survey for Steel SAE 1006

*Antonio Carlos da Silva Lima, Denis Kohler Dagostim, Luiz Alberto Zaage, Pedro Augusto Smielewski Casagrande e Anderson Daleffe (UNISATC, Criciúma, SC)*

CHAPAS 15

## **ESTUDO COMPARATIVO DE RESISTÊNCIA AO IMPACTO DE JUNTAS SOLDADAS COM ASTM A36 X EN10149-2 S700MC**

Comparative study of impact resistance of welded joints with ASTM A36 x EN10149-2 S700MC

*Marco Aurélio da Rosa Kulmann Filho e Ivan Guerra Machado (Laboratório de Soldagem e Técnicas Conexas – LS&TC – UFRGS, Porto Alegre, RS)*



# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021



**23ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas**  
**10ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas**  
**7º Congresso do BrDDRg**

**23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference**  
**10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference**  
**7<sup>th</sup> BrDDRg Congress**

CHAPAS 16

### **ESTUDO DO RETORNO ELÁSTICO PARA PROCESSOS DE DOBRAMENTO A FRIO DE CHAPAS DE AÇO ASTM A36**

Comparative study of the properties of ASTM A36 steel in elastic return involving bending, speed, and tooling.

*Henrique André Heinen e Rafael Menezes Nunes (UFRGS)*

CHAPAS 17

### **ANÁLISE DO MÉTODO DE SOLDAGEM MAG CONVENCIONAL E PULSADA EM CHAPAS ESTAMPADAS DE BAIXA ESPESSURA**

Analysis of the Conventional and Pulsed MAG Welding Method on Low Thickness Printed Plates

*Leonardo Severo Salvaro, Anderson Daleffe, João Mota Neto, Pamela Cabreira Milak e Eduardo Possamai Tinelli (UNISATC – Criciúma, SC)*

CHAPAS 18

### **PREVISÃO DE FORÇAS NA ESTAMPAGEM INCREMENTAL DA CHAPA FINA METÁLICA POR MEIO DE EXPERIMENTOS E ANÁLISES POR ELEMENTOS FINITOS**

Force Prediction on a Single Point Incremental Sheet Forming by Finite Element Analyses and Experiments.

*Tony Emerson Marim, Jonatan Augusto da Silva e Sérgio Henrique Evangelista, (Universidade Federal de São Carlos – UFSCar, São Carlos, SP), Alessandro de Oliveira e Fabio Eduardo de Oliveira Costa (SENAI SP)*

CHAPAS 19

### **PREVISÃO DO COMPORTAMENTO DE RETORNO ELÁSTICO NO PROCESSO DE DOBRAMENTO DE CHAPAS FINAS DE ALUMÍNIO 2024-T3**

Springback Prediction on 2024-T3 Aluminum Alloy Sheet Metal in Bending Forming

*Jonatan Augusto da Silva, Sérgio Henrique Evangelista e Tony Emerson Marim (Universidade Federal de São Carlos UFSCAR, São Carlos, SP)*

CHAPAS 20

### **COMPARAÇÃO DOS MÉTODOS DE ANÁLISE DAS DEFORMAÇÕES NA ESTAMPAGEM INCREMENTAL**

Comparison of Deformation Analysis Methods in Incremental Sheet Forming

*Rafael Gustavo Schreiber, Dionatan de Souza Britto, Andrison Rodrigues Teixeira, Régis Marcelo de Souza, Lirio Schaeffer (IFSC, Lages, SC/ UFRGS, Porto Alegre, RS)*





# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021



**23ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas**  
**10ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas**  
**7º Congresso do BrDDRg**

**23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference**  
**10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference**  
**7<sup>th</sup> BrDDRg Congress**

CHAPAS 21

**MANUFATURA ADITIVA VIA DEPOSIÇÃO POR ENERGIA DIRETA DE PÓ METÁLICO DE H13 PARA O REPARO DE MOLDES E MATRIZES.**

Additive manufacture via direct energy deposition of H13 metallic powder for the repair of molds and dies.

*Vágner Braga, Diego Tolotti, Angélica Paola Oliveira, Jean Fleck e Milton Sergio Fernandes de Lima (BRUNING Tecnometal, Panambi, RS)*

CHAPAS 22

**THE AUTOFORM DIGITAL PROCESS MODEL**

*Bart Carleer (AutoForm Engineering GmbH - Wilen bei Wollerau, Alemanha)*

CHAPAS 23

**A SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL PARA SUPORTE À PRODUÇÃO DE PEÇAS ESTAMPADAS**

Computational Simulation as support for the production

*Leandro Guimarães Cardoso (AUTOFORM – São Paulo, SP)*

CHAPAS 24

**ANÁLISE NUMÉRICA DA FORÇA MÁXIMA NOS PROCESSOS DE ESTAMPAGEM DE PEÇAS NÃO-AXISSIMÉTRICAS**

Numerical analysis of maximal force in stamping process of non-axisymmetric parts

*Rafael Pandolfo da Rocha, Matheus Riffel, André Rosiak, Thaís Gregório Morato Bueno e Lírío Schaeffer (Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – UFRGS, Porto Alegre, RS)*

CHAPAS 25

**ROBUSTEZ EM PROCESSOS DE ESTAMPAGEM – O PAPEL DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS**

Robustness in Stamping Processes – The Role of Material Properties

*João Henrique Corrêa de Souza (TechnNOVA Pesquisa Desenvolvimento Inovação, Porto Alegre, RS)*

CHAPAS 26

**BTR2000: A PRESS HARDENABLE STEEL WITH INCREASED ULTIMATE STRENGTH**

*Jéssica Cristina Costa de Castro Santana e Gustavo Curti Machado (BENTELEER Componentes Automotivos Ltda., Campinas, SP)*

CHAPAS 27

**DESENVOLVIMENTO DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE PARA APLICAÇÕES DE VEÍCULOS COMERCIAIS**

Development of hot stamping process for commercial vehicles

*Diego Tolotti, Vágner Braga, Angélica Paola Oliveira, Jean Fleck e Milton Sergio Fernandes de Lima (BRUNING Tecnometal, Panambi, RS)*



# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021



**23ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas**  
**10ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas**  
**7º Congresso do BrDDRg**

**23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference**  
**10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference**  
**7<sup>th</sup> BrDDRg Congress**

CHAPAS 28

## **ESTUDO DA EVOLUÇÃO DO REVESTIMENTO GALVANNEALED (GA) NA ESTAMPAGEM A QUENTE DO AÇO 22MNB5 PARA A INDÚSTRIA AUTOMOTIVA**

Study of Galvannealed (GA) Coating Evolution in Hot Stamping of the 22MnB5 Steel for Automotive Industry

*Henrique Lacerda Eleutério, Aldo Henrique de Almeida Barbosa e Vicente Tadeu Lopes Buono (USIMINAS, Ipatinga, MG)*

CHAPAS 29

## **ESTAMPAGEM A QUENTE DE ESTRUTURAS DE PORTAS**

Hot Stamping of Door Rings

*Peter Wu 吴涛 (Dongguan Vision Tool & Mould Co., Ltd, China)*



# INFLUÊNCIA DA SENSIBILIDADE DE PARÂMETROS DOS MODELOS DE AVRAMI NAS CINÉTICAS DE RECRISTALIZAÇÃO SOBRE O TAMANHO DE GRÃO EM UM PROCESSO DE LAMINAÇÃO A QUENTE DE LIGA DE AÇO SAE 4140

Henrique Augusto Camargo Durello <sup>(1)</sup>

Sérgio Henrique Evangelista <sup>(2)</sup>

## RESUMO

No presente estudo, analisa-se a influência dos parâmetros pertinentes ao modelo de Avrami para descrição das cinéticas de recristalização dinâmica e crescimento dos grãos, além de sua distribuição em uma placa laminada a quente de liga de aço SAE 4140. A placa é analisada por Elementos Finitos (EF) no programa comercial Deform<sup>TM</sup> para efeito de determinação dos campos de tensão, deformação e temperatura. O modelo de Avrami é pós-processado a partir dos resultados EF, junto com dados de material e aspectos gerais de modelagem numérica tomados como referência a partir do obtido na literatura. O estudo é aplicado a somente um passo de laminação. Alguns pontos representativos da placa são escolhidos para efeito das análises. Discussões são apresentadas com intuito de oferecer uma interpretação do modelo de EF em face ao diagrama TTT (tempo, temperatura, transformação). Para as condições estudadas, os grãos apresentaram tamanhos médios da ordem entre 0,5  $\mu\text{m}$  e 9  $\mu\text{m}$ .

**Palavras-chave** — Microestrutura, laminação a quente, elementos finitos, recristalização, crescimento de grão, conformação mecânica.

## ABSTRACT

In the present study, it is studied the contribution of parameters on the Avrami model for description of recrystallization kinetics aimed at the influence on grain growth and its distribution in a hot-rolled SAE 4140 steel alloy plate. A Finite Element (EF) model in the commercial Deform<sup>TM</sup> program was prepared for the purpose of determining the stress, strain and temperature fields. Avrami's model is post-processed from the EF results, together with material data and general aspects of numerical modeling taken as reference from the literature. The study is applied to only one lamination step. Some representative points of the board are chosen for the purpose of the

<sup>(1)</sup> Engenheiro Mecânico, mestrando do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PPGEMec, Universidade Federal de São Carlos, Brasil

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Eng.; Universidade Federal de São Carlos, Brasil.

analyses. Discussions are presented in order to provide a suitable interpretation of the model when compared to the TTT diagram (time, temperature, transformation) for this alloy. For the studied conditions in this paper, calculated grain sizes ranged from 0,5  $\mu\text{m}$  and 9  $\mu\text{m}$ .

**Keywords —** Microstructure, hot rolling, finite elements, recrystallization, grain growth, metal forming.

## 1. INTRODUÇÃO

O presente estudo tem por finalidade analisar o mecanismo de recristalização de um blank de liga de aço SAE 4140 durante o processo de laminação a quente (LTQ) e assim possibilitar uma previsão microestrutural com base no crescimento dos grãos. Tal verificação foi feita utilizando a análise por elementos finitos (FEA por meio de um modelo virtual com simplificações). Este estudo é respaldado por outros trabalhos, em que se verificou o comportamento microestrutural da laminação em diversas faixas de temperatura e taxas de deformação com um e/ou mais passes utilizando ensaios mecânicos de campo e comparando com modelos desenvolvidos por FEA para validação.

## 2. METODOLOGIA

O desenvolvimento dos processos metalúrgicos avança com o desenvolvimento de aspectos da sociedade industrial e tecnológica, sendo que métodos diversos são aperfeiçoados cada vez mais com a adição de fornos, mistura com outros materiais para geração de ligas e até mesmo com a inclusão da automação para controle de qualidade, essa última de forma mais recente com a inclusão da informática nas linhas de produção [5].

Com auxílio de micrografias, um debate que vem sendo muito discutido toca a relação de propriedades mecânicas ligadas à microestrutura do material processado. Em outras palavras, qual é a influência da formação de grãos de materiais solidificados ou mesmo após sofrerem esforços de deformação na resistência e dureza das ligas?

### 2.1. Processo de Laminação a Quente

A área de fabricação mecânica apresenta diversas formas de produção, destacando-se: Usinagem, Conformação Plástica, Manufatura Aditiva, dentre outras. A diferença entre elas está na maneira para se obter a peça final, por exemplo: a usinagem se baseia na remoção de material até o desenvolvimento de geometrias complexas; já a conformação se dá pela deformação do material, sem perda significativa de matéria [9]. Dentre os processos mais comuns de conformação está a laminação, essa podendo ser feita realizada a quente ou a frio, ou seja, o material é aquecido ou não em relação à temperatura de recristalização antes de passar pelos rolos laminadores [5].

Por definição, o processo a quente consiste em aquecer o material além da temperatura de recristalização. Para os aços em geral, atinge-se a faixa de austenitização para posteriormente aplicar-lhe as deformações até que se alcance a geometria final da peça, finalizando-se com resfriamento controlado. Durante o processo, ocorrem oscilações microestruturais que variam de acordo com as características do material e dos parâmetros operacionais como deformação, temperatura, deformação e tempo de passe [4]. Na região das bordas da chapa ocorrem tensões de tração e em contrapartida, ocorrem deformações compressivas na direção da espessura da chapa, o que gera uma distribuição de tensões que resultam em propagação de trincas ao longo da direção de rolagem [6]. Quando o rolo entra em contato com a peça a ser laminada, das forças atuantes tem-se a carga proveniente do atrito entre as superfícies, cuja atuação influencia diretamente na tensão na superfície, deformando a microestrutura e gerando calor, fato que não é tão intenso no centro da chapa processada [1].

### 2.2. Análise por Elementos Finitos (FEA)

O objetivo da análise por elementos finitos (FEA) é a obtenção de uma formulação que possa explorar de forma automática, sistemas complexos, e/ou irregulares, por intermédio de programas computacionais. Para isso, o FEA considera o sistema global como equivalente a um agrupamento de elementos finitos (EF), no qual cada um destes é uma estrutura contínua simplificada. Impõe-se que em cada nó da malha os deslocamentos e forças internas sejam compatíveis e estejam em equilíbrio

energético considerando-se o equacionamento em âmbito global do sistema, do que se buscam as condições matemáticas viáveis que atendam a identidade do equacionamento [10]. A Figura 1 exemplifica uma das formas de análise dos resultados do programa de EF, extraído de [5].



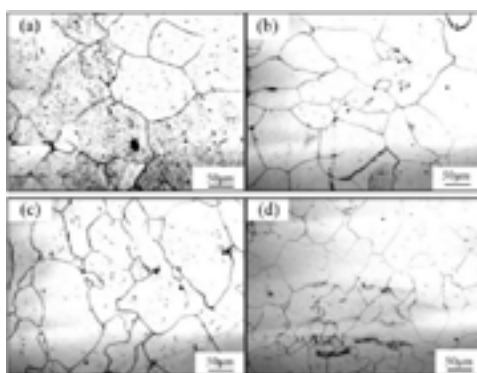
**Figura 1:** Exemplo de resposta em do campo de temperaturas em [°C] dada pelo software de elementos finitos após uma análise de deformação de uma chapa laminada. Retirado de [5].

Segundo [2], no estudo da simulação de laminação a quente assimétrica, os cálculos do FEA mostraram que a deformação total imposta sobre a peça foi mais concentrada nas superfícies do material e quase duas vezes maior quando comparados com o centro. Além disso, a distribuição homogênea da deformação de cisalhamento foi responsável pelo controle da cinética de recristalização estática de várias camadas de deformação, resultando no gradiente de microestrutura através da espessura da placa.

### 2.3. Microestrutura, Formação de Grão, Recuperação e Recristalização

Os materiais sólidos apresentam uma estrutura microscópica, chamada de microestrutura, a qual desenvolve-se a partir do resfriamento da massa fundida por meio da geração de pequenos cristais em direções diferentes de crescimento desses sólidos, chamados de grãos. Ao final do processo, há diversos grãos formados e é visível uma área de fronteira entre eles, conhecido como contorno de grão [15].

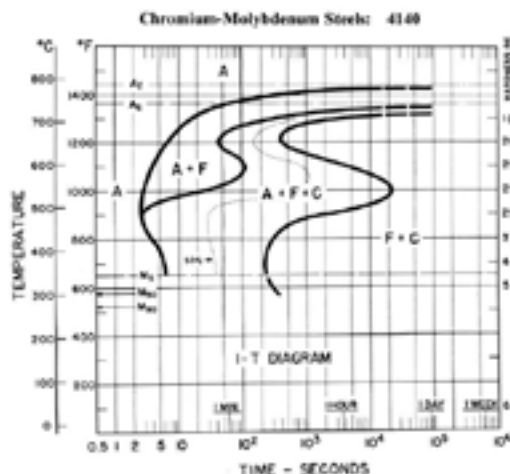
Outro fenômeno que ocorre durante a deformação plástica e impacta diretamente na microestrutura é o encruamento que está associado ao aumento da resistência mecânica. Tal mecanismo é dado pelo aumento da distorção e da densidade de discordâncias da rede cristalina. A Figura 2 mostra a microestrutura vista em microscópio durante um ensaio de micrografia de um aço SAE 52100 durante etapas de um ensaio de compressão a quente [7].



**Figura 2:** Micrografia do ensaio de aço SAE 52100 com deformação verdadeira (a) 0,2 (b) 0,4 (c) 0,6 e (d) 0,8. Retirado de [4].

O diagrama TTT (tempo, temperatura, transformação) é utilizado para analisar a transformação de fases conforme a taxa de resfriamento. Para um material austenitizado e de acordo com o resfriamento imposto, podem surgir fases como bainita e martensita, além de ferrita, perlita e cementita. Com base nesse diagrama, é possível analisar o comportamento quando submetido aos mecanismos de recristalização e como a temperatura e o resfriamento podem impactar no crescimento de grão do material. A Figura 3 ilustra o diagrama TTT para o aço SAE 4140 [18].





**Figura 3:** Diagrama TTT para o aço SAE 4140. Retirado de [19].

No caso do aço, o mecanismo de crescimento de grão durante o processo de laminação a quente consiste em quatro estágios, iniciando com a recristalização dinâmica durante a deformação a quente aplicada pelos rolos laminadores. Posteriormente, ocorrem as recristalizações estática e a metadinâmica após o fim das deformações e no final das etapas ocorre o crescimento dos grãos [5].

O mecanismo de recristalização estática ocorre durante a deformação a quente, normalmente com baixa energia de falha de empilhamento, o qual reduzem a energia armazenada e conseqüentemente removem a microestrutura deformada. Além disso na laminação a quente, tal mecanismo é visível após a deformação e nos intervalos entres os passes [5].

Já a recristalização dinâmica normalmente ocorre em metais com baixa e média energia de falha de empilhamento, cujas taxas de deformações são elevadas. Ela ocorre também quando a taxa de geração de defeitos durante o processo a quente supera a taxa de aniquilação dos mesmos devido ao fato desse tipo de recristalização ser lento [5].

Durante o processo de laminação a quente, os grãos reduzem de tamanho no instante em que a seção da chapa passa pelo rolo laminador. Tal efeito é proveniente do aumento de tensão localizado devido a taxa de deformação imposta pela máquina, o que dificulta a modelagem usando células unitárias [3].

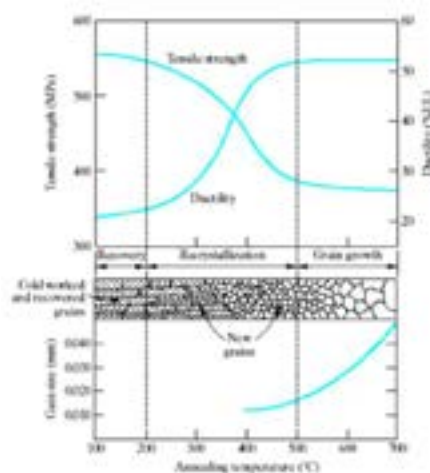
A recuperação ocorre em temperaturas relativamente baixas e age de forma a acomodar e aniquilar defeitos pontuais e discordâncias ao longo da rede cristalina. Tal fenômeno pode ocorrer de forma estática ou dinâmica. Manter-se um *blank* em temperatura suficientemente elevadas faz com que a vibração térmica dos átomos permita maior mobilidade das discordâncias. Como as discordâncias são bastante móveis para formar arranjos regulares, as mesmas se aniquilam, mesmo em temperaturas inferiores a faixa de recristalização, o que restaura parcialmente a maciez do material, aumenta a ductilidade e reduz a resistência mecânica, sem alterar-se a microestrutura [8].

Outro mecanismo de nucleação e crescimento de grão que pode ocorrer durante o processo é a recristalização que gera mudanças de propriedades acompanhadas de alterações significativas da microestrutura. A recristalização dinâmica ocorre durante a deformação, já a estática ocorre após o processo. Nesse mecanismo, a maciez original é inteiramente restaurada pelo aquecimento acima da temperatura de recristalização, o que gera novos grãos com baixa densidade de discordâncias [8]. A Figura 4 mostra a mudança de propriedade e de forma dos grãos ao longo da recuperação e recristalização.

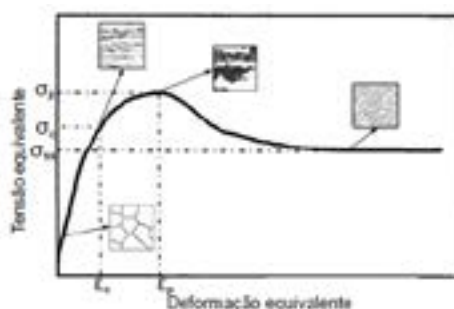
O fenômeno da recristalização dinâmica (DRX) geralmente ocorre em metais com baixa e média energia de falha de empilhamento (EFE) quando submetido a altas taxas de deformação. Com o aumento da deformação, ocorre acúmulo de discordâncias, isto é, o material vai acumulando energia interna suficiente para o início da recristalização dinâmica [11].

Há uma deformação crítica  $\epsilon_c$ , ou seja, um valor mínimo de deformação para que ocorra o início da DRX. Inicialmente, a tensão aumenta, provocada pelo encruamento até alcançar um valor crítico de

início da recristalização dinâmica no ponto  $\sigma_c$  e  $\varepsilon_c$  conforme figura 5. Na sequência, os valores na curva continuam crescendo até se alcançar o valor de pico  $\sigma_p$  e  $\varepsilon_p$ , o qual estabelece o balanço entre as taxas de geração e aniquilação de discordâncias. Conforme ocorre o aumento da deformação, o amaciamento torna-se mais eficiente, reduzindo assim a tensão até o estado estacionário ( $\sigma_{ss}$ ), cujo tamanho médio de grão recristalizado dinamicamente não sofre alteração com a deformação. A Figura 5 apresenta uma curva de escoamento plástico característica de um material sujeito ao fenômeno de DRX [11].



**Figura 4:** Alteração de propriedades e da estrutura do grão durante a recuperação e a recristalização. Retirado de [8].



**Figura 5:** Ilustração da curva de escoamento plástico de materiais com DRX.

É comum no estudo da DRX relacionar a deformação crítica,  $\varepsilon_c$ , como uma função da deformação de pico,  $\varepsilon_p$ , determinada na curva tensão-deformação equivalente por conta da facilidade de medida desse parâmetro e pela vasta quantidade de equações para estimar o valor de  $\varepsilon_p$  em função do tamanho inicial de grão ( $d_0$ ), da temperatura e da taxa de deformação [11].

Os valores resultantes da razão  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$ , normalmente ficam entre 0,67 e 0,86 e costumam ser adotados por autores como sendo 0,8 para aços liga de C-Mn e variam para aproximadamente de 0,5 a 0,6 quando há presença de outros elementos de liga como o nióbio [12].

A DRX depende de fatores externos e intrínsecos ao material (tamanho inicial de grão, temperatura e taxa de deformação), cujos fatores influenciam diretamente o nível de tensão da curva tensão-deformação e a deformação crítica [11].

Para materiais metálicos, pode-se modelar a DRX analisando as curvas tensão-deformação verdadeira. No caso do aço SAE 4140, esta recristalização ocorre quando a temperatura durante a deformação fica acima de  $0,4 T_m$  (cerca de 596 °C), além da deformação estar acima da deformação crítica ( $\varepsilon_c$ ) para a recristalização dinâmica [17]. A equação que descreve a deformação crítica para a DRX é dada por:

$$\varepsilon_c = a \cdot \varepsilon_p \quad (1)$$

sendo  $a$  uma constante que depende do material, e  $\varepsilon_p$  a deformação de pico, a qual depende dos efeitos da temperatura e da taxa de deformação. Normalmente sua equação é derivada dos parâmetros de Zener-Hollomon (Z), que são utilizados com frequência nos estudos da literatura. A deformação de pico, já substituída com os parâmetros da função de Z, é descrita na equação (2) [17]:

$$\varepsilon_p = C \cdot \dot{\varepsilon}^p \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) \quad (2)$$

sendo que  $C$  e  $p$  são constantes que dependem do material, e  $Q_{def}$  é a energia de ativação para a deformação a quente.

A DRX pode ser descrita de acordo com a equação de Avrami, chamada também Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami (KJMA), dada pela equação (3) [14]:

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-\beta \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}}\right)^n\right] \quad (3)$$

onde,  $X_{DRX}$  é a fração recristalizada dinamicamente,  $n$  é o expoente de Avrami e  $\varepsilon_{0,5}$  é a deformação associada a 50% de recristalização do material [14], dada por:

$$\varepsilon_{0,5} = c \cdot \dot{\varepsilon}^s \exp\left(\frac{Q_{DRX}}{RT}\right) \quad (4)$$

sendo que  $c$  e  $s$  são constantes que variam de acordo com o material,  $Q_{DRX}$  é a energia de ativação para a recristalização dinâmica,  $T$  é a temperatura (Kelvin) e  $R$  é a constante universal dos gases [14].

Por fim, o tamanho de grão obtido na recristalização dinâmica ( $d_{DRX}$ ) depende da temperatura e taxa de deformação [14], calculada pela equação (5):

$$d_{DRX} = C' \cdot \dot{\varepsilon}^b \exp\left(\frac{Q_{d_{DRX}}}{RT}\right) \quad (5)$$

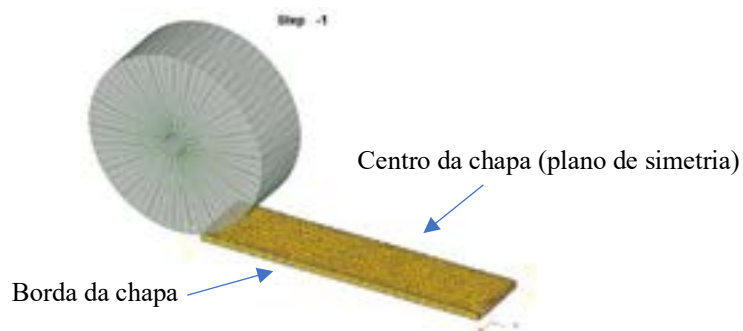
As constantes das equações (1) a (5) para o SAE 4140 são descritas na Tabela 3.

## 2.4. Materiais e Métodos

Nas análises numéricas a seguir foi adotado o DEFORM<sup>TM</sup> 3D, desenvolvido pela Scientific Forming Technologies Corporation (SFTC). Tal escolha se deu pela versatilidade do programa no tipo de verificação com base em EF de processos de fabricação, além do fato do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos deter a licença do mesmo. A máquina adotada para execução do pacote inclui um processador Intel i5<sup>®</sup>, conjuntamente com uma placa de vídeo com processador gráfico dedicado, 8 Gb de memória RAM e SSD de 256 Gb, o que melhora o desempenho do conjunto e tende a reduzir o tempo das simulações.

Para a malha de tetraedros mostrada na Figura 6, partiu-se de condição inicial de temperatura de 1000° C para o processamento a quente da chapa de aço. Além disso a malha foi pensada para que ser capaz de flagrar as distorções durante a aplicação da carga, conforme estudos preliminares [3]. Além da chapa, na modelagem fez-se com que o rolo laminador aplicasse uma interação com ela, sendo adotado atrito de cisalhamento com valor constante de 0,7 conforme [5].

O modelo construído para esse trabalho teve como base o trabalho de [5] com algumas simplificações, sendo: disponibilidade da curva tensão-deformação na biblioteca do software, além de não adotar-se o *pusher* para movimentação da chapa.



**Figura 6:** Representação esquemática do modelo de EF com condições de contorno de simetria nos planos XY e YZ. Retirado de [5].

As dimensões da chapa foram 295mm x 1264mm x 30,7mm, com rolo de diâmetro 787mm e largura de 300 mm. A deformação imposta pelo rolo resultou em uma redução da espessura de 30,7 mm para 20,7mm em um único passe para efeito de análise numérica. A Tabela 1 mostra a composição química do SAE 4140 utilizada nesse estudo e as Tabelas 2 e 3 apresentam em resumo os parâmetros utilizados no DEFORM<sup>TM</sup> para as análises: (a) tensão-deformação-temperatura e (b) crescimento dos grãos, respectivamente.

**Tabela 1:** Composição química do material SAE 4140 (% em massa). Extraído de [16].

C	Mn	Si	Cr	Mo	P	S	Fe
0,45	0,75	0,35	1,19	0,21	0,017	0,019	97,01

**Tabela 2:** Parâmetros de simulação adotados no DEFORM<sup>TM</sup> para estudo.

Parâmetros	Adotado	
Sistema de Unidades	SI	-
Tipo de Simulação	Lagrangeano Incremental	Usado em todas as aplicações de conformação convencionais, tratamento térmico e transferência de calor
Modos de Simulação	Deformação, Transf. de Calor e Grão	Modos de simulação do DEFORM <sup>TM</sup> para cálculo de recristalização
Número de passos da simulação	150	Número de passos necessários para o rolo atingir o final da chapa
Incremento para salvar passos	1	-
Incremento de tempo	0,005	Incremento de tempo de simulação
Solucionador Deformação	Esparso	Solução direta: dispersão da formulação FEA para resolver a deformação
Método de Iteração	Iteração Direta	Este método apresenta maior probabilidade de convergência
Solucionador Temperatura	Esparso	Solução direta: dispersão da formulação FEA para resolver a temperatura
Erro Limite Velocidade	0,001	-
Temperatura da Chapa e Ambiente	Chapa 1000°C e Ambiente 30 °C	Valores adotados com base na literatura científica de [15] para comparação
Coeficiente de Convecção	0,02 kW/m <sup>2</sup> °C	Coeficiente de convecção adotado para aços [11]
Elementos de Malha	14000 de tipo Tetraédrico	Valores adotados com base na literatura científica de [15] para comparação
Coef. Transf. de Calor por Condução	40 kW/m <sup>2</sup> °C	Valor de transferência de calor adotado para aços [11]
Taxa de Deformação	1 s <sup>-1</sup>	Valores adotados com base na literatura científica de [15] para comparação

**Tabela 3:** Variáveis de Avrami adotadas nas fórmulas no DEFORM<sup>TM</sup> para estudo. Extraído de [17].

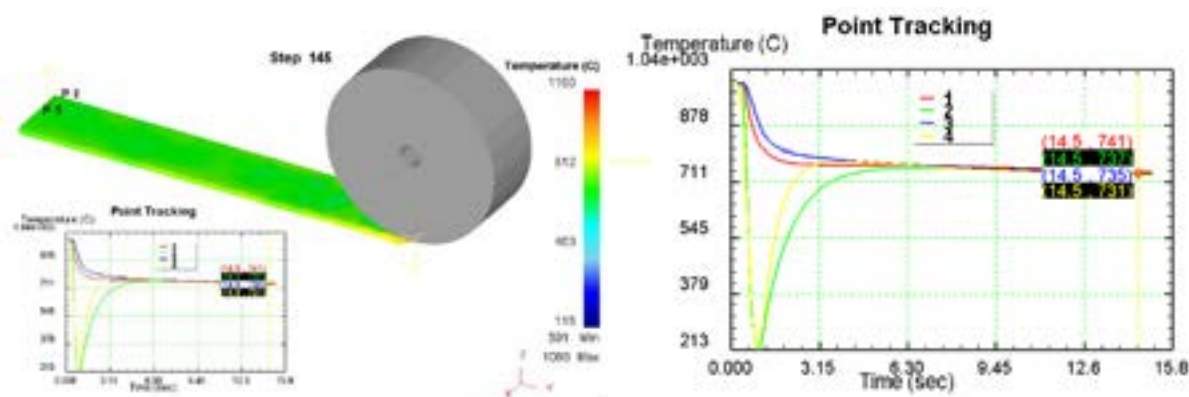
Variáveis	Valores	Descrição
a	0,8	Constante do material
C	0,027	Constante do material
p	0,1809	Constante do material
$Q_{def}$	17096,08	Energia de ativação para deformação
$\beta$	1,8884	Constante do material
n	1,4539	Expoente de Avrami
c	0,1182	Constante do material
s	0,2139	Constante do material
$Q_{DRX}$	15813,23	Energia de ativação para a DRX
C'	221,8113	Constante do material
b	-0,1103	Constante do material
$Q_{dDRX}$	-17508,5	Energia de ativação do grão recristalizado na DRX

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Foram verificadas as temperaturas em quatro pontos distribuídos próximos à extremidade inicial da chapa, sendo adotados dois pontos no centro da espessura final e dois pontos próximos à superfície do blank, como mostrados na Figura 7. Ao analisar-se o gráfico de temperatura nesses quatro pontos (Figura 8), nota-se que os pontos P2 e P4 (superfície) apresentaram resfriamento acentuado no período inicial aproximado de 0,5 s a 0,9 s e depois retornaram à faixa mais alta de temperatura devido ao equilíbrio térmico da chapa. Após 5 s, os 4 pontos enquadraram-se em temperaturas próximas e acima de 711°C, com resfriamento posterior homogêneo devido às trocas térmicas com o ambiente.



**Figura 7:** Figura a esquerda vista da seção dos pontos localizados a 25 mm (eixo y) da face inicial da chapa e na figura da direita, o resultado de Deformação Efetiva (à direita tem-se a borda deformada da chapa).



**Figura 8:** Resultado para temperaturas do modelo no DEFORM<sup>TM</sup> - à esquerda tem-se a distribuição de temperatura ao fim do processo e à direita, o gráfico da temperatura ao longo do tempo para os quatro pontos.

É interessante analisar a Figura 8 em comparação com o diagrama TTT da Figura 3 para a presente liga de aço. Os pontos selecionados na superfície (2 e 4) sofrem um resfriamento acentuado devido ao contato com o rolo laminador no instante considerado, recuperando seu estado de equalização térmica com o resto do material conforme indicado. A região vizinha ao ponto 4 (borda) responde de maneira diferente à recuperação do que o ponto 2 (centro). Esta característica expressa os gradientes espaciais e temporais de temperatura na chapa devido à sua geometria prismática, às condições de contorno impostas para as trocas com o ambiente e à capacidade térmica do material. De toda maneira, no período de queda acentuada de temperatura e de acordo com o diagrama TTT, os pontos 2 e 4 poderiam perceber a transformação da sua fase austenita em martensita caso a temperatura se fixasse nos valores de temperatura mais baixos. Com a recuperação de seus valores



mais altos de temperatura após um breve instante, ambos encontram o limiar de transformação de fase em pontos diferentes.

Os pontos 1 e 3 foram posicionados no interior da chapa, em uma profundidade aproximada de 50% o valor de sua espessura como posição. Com a passagem do rolo laminador, sua queda de temperatura não se mostrou tão acentuada quanto o fez os pontos da superfície da chapa.

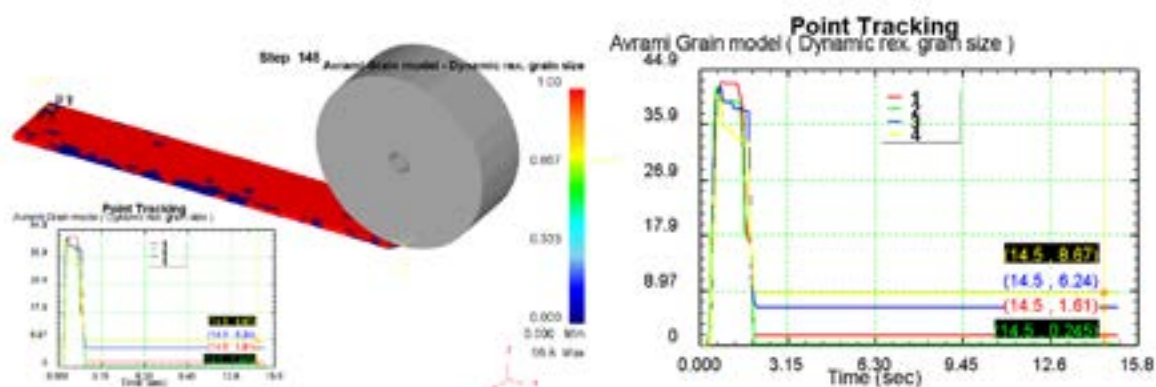
Pela Figura 9 (à esquerda no diagrama de cores sobre a malha) pode-se observar que a maior parte da chapa sofreu recristalização dinâmica após o período de passagem do rolo em 15s. O código em cores sobre a representação da chapa para a figura do lado direito indica porções da borda que em sua maioria não perceberam recristalização no período analisado. É importante ponderar que são fatores influentes neste processo os gradientes espaciais e temporais de temperatura na chapa e o período remanescente desde a passagem pelo rolo no local.

À direita na Figura 9, observa-se o caráter na formação e crescimento de grãos expresso pelo pico inicial no tamanho percebido nos 4 pontos de análise considerados. Após aquele instante inicial próximo aos 2 s, a composição de efeitos entre passagem do rolo e gradientes térmicos denotam a transição para os patamares inferiores de tamanho de grão.

Pela figura 9, considera-se que os pontos de análise escolhidos 1, 2, 3 e 4 possuem um tamanho de grão que se estabiliza em  $1,8\mu\text{m}$ ,  $\sim 0,5\mu\text{m}$ ,  $7\mu\text{m}$  e  $9\mu\text{m}$  respectivamente.

Os pontos 1 e 2 percebem os menores valores de temperatura (Figura 8) até o instante aproximado de 6s. Isto pode indicar uma faixa em que predomina uma maior taxa de nucleação.

Por outro lado, os pontos 3 e 4 exibem entre os instantes 4s e 6s temperaturas maiores (Figura 8), indicando possível predominância dos efeitos de crescimento de grão.



**Figura 9:** Resultado para crescimento de grão na DRX (Avrami) no DEFORM<sup>TM</sup>- à esquerda tem-se a ilustração do tamanho dos grãos e à direita, o gráfico de crescimento de grão ao longo do tempo nos quatro pontos.

#### 4. CONCLUSÃO

Neste trabalho foi feita uma análise simplificada junto ao software DEFORM<sup>TM</sup> do problema de laminação a quente de uma chapa feita na liga de aço 4140. Considerando-se o problema térmico e suas trocas com o ambiente, procurou-se avaliar o problema diferencial associado aos gradientes de temperatura em uma região da chapa para oferecer uma interpretação do problema da recristalização dinâmica e crescimento de grãos para alguns pontos de análise escolhidos por meio das análises numéricas. Os casos analisados abrangeram pontos da borda da chapa. Com as condições apresentadas, foi mostrado que o tamanho médio do grão naquela secção variou entre  $0,5\mu\text{m}$  e  $9\mu\text{m}$ . Esta abordagem poderá ser utilizada para qualquer região da chapa e traz a indagação aos trabalhos futuros sobre quais condições de processo são mais favoráveis para propiciarem a produção de chapas com tamanho de grãos pré-especificados.

#### AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente a Deus pela oportunidade de estar estudando e por ter me permitido estar nesse congresso, aos meus pais pelo incentivo, aos professores e ao meu orientador por me proporcionarem conhecimento e orientação para chegar até aqui e as instituições de fomento pelo aporte e auxílio em todas as etapas do trabalho.

#### REFERENCES

- [1] INOUE, T.; YANAGIDA, A.; YANAGIMOTO, J.. Finite element simulation of accumulative roll-bonding process. *Materials Science & Engineering A, Japão*, v. 106, mar./mai. 2013, p. 37-40. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.ez31.periodicos.capes.gov.br/science/article/pii/S0167577X13005843?via%3Dihub>>. Acesso em set. 2020.
- [2] MA, B.; LI, C.; WANG, J.; CAI, B.; SUI, F.. Influence of asymmetric hot rolling on through-thickness microstructure gradient of Fe–20Mn–4Al–0.3C non-magnetic steel. *Materials Science & Engineering A, China*, v. 671, jan./jun. 2016, p. 190-197. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.ez31.periodicos.capes.gov.br/science/article/pii/S092150931630702X?via%3Dihub>>. Acesso em set. 2020.
- [3] MCWILLIAMS, B.; SANO, T.; YU, J.; GORDON, A.; YEN, C.. Influence of hot rolling on the deformation behavior of particle reinforced aluminum metal matrix composite. *Materials Science & Engineering A, USA*, v. 577, mar./abr. 2013, p. 54-63. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.ez31.periodicos.capes.gov.br/science/article/pii/S0921509313003092?via%3Dihub>>. Acesso em set. 2020.
- [4] REGONE, W.; JORGE, A. M.; BALANCIN, O. Metodologia para determinar os tipos de amaciamentos que atuam em processos termomecânicos. In: 14<sup>o</sup> CBECIMAT. [S.l.: s.n.], 2000.
- [5] DE SOUZA, A. L. B.; BALANCIN, O. Análise do comportamento termomecânico e da evolução microestrutural durante a laminação de tiras a quente de aço C-Mn via DeformTM 3D. 2015. 99f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2015.
- [6] ZHOU, L.; HUANG, Z. Y.; WANG, C. Z.; ZHANG X. X.; XIAO, B. L.; MA, Z. Y.. Constitutive flow behavior and finite element simulation of hot rolling of SiCp/2009 Al composite. *Mechanics of Material, China*, v. 93, jun./out. 2015, p. 32-42. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.ez31.periodicos.capes.gov.br/science/article/pii/S0167663615002197?via%3Dihub>>. Acesso em set. 2020.
- [7] HUO, Y.; HE, T.; CHEN, S.; JI H.; WU, R.. Microstructure evolution and unified constitutive equations for the elevated temperature deformation of SAE 52100 bearing steel. *Journal of Manufacturing Processes, China*, v. 44, jun. 2019, p. 113-124. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.ez31.periodicos.capes.gov.br/science/article/pii/S1526612518301695?via%3Dihub>>. Acesso em abr. 2021.
- [8] Introduction to Materials Science for Engineers. 5th ed. Upper Saddle River: Prentice Hall, 2000.
- [9] DE JESUS, E. R. B. Ferramentas de Usinagem em Aço Rápido AISI M2 Obtidos por Conformação por “Spray”. 2004. 207f. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2004.
- [10] TAVARES, J. M. R. S. Introdução ao Método dos Elementos Finitos. 1998. 105f. Instituto de Engenharia Biomédica – Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 1998.
- [11] DE SOUZA, A. L. B.; BALANCIN, O. Simulação Computacional do Início da Precipitação Induzida por Deformação Durante o Processamento Termomecânico de um Aço Microligado ao Nióbio em Resfriamento Contínuo. 2019. 155f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2019.
- [12] SICILIANO, F.; JONAS, J. J. Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. *Metallurgical and Materials Transactions A, Springer*, v. 31, n. 2, p. 511–530, 2000. Disponível em <<https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-000-0287-8>>. Acesso em set. 2020.
- [13] OLIVEIRA, B. F.; TERRONES, L. A. H. Efeito dos Tratamentos Térmicos sobre a Microestrutura e as Propriedades de um Aço ARBL Microligado com Estrutura Bruta de Solidificação. 2014. 177f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Guaytacazes, 2014.
- [14] SENUMA, T.; YADA, H. Microstructural evolution of plain carbon steels in multiple hot working. In: RIS0 NATIONAL LABORATORY. Annealing Processes - Recovery, Recrystallization, and Grain Growth, Proc. 7th Ris0 Int. Symp. on Metallurgy and Materials Sei. Roshilde, Denmark, 1986. p. 547–552.
- [15] PADILHA, A. F.; SICILIANO, F.. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. [S.l.]: ABM, 2005.
- [16] SENTHILKUMAR, D.; RAJENDRAN, I.; PELLIZZARI, M.; SIIRIAINEN, J. Influence of shallow and deep cryogenic treatment on the residual state of stress of 4140 steel. *Journal of Materials Processing Technology, Italy*, v. 211, n. 3, p. 396–401, 2010. Disponível em <<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0924013610003274?via%3Dihub>>. Acesso em abr. 2020.
- [17] QIAN, D.; PAN, Y.. 3D coupled macro–microscopic finite element modelling and simulation for combined blank-forging and rolling process of alloy steel large ring. *Computational Materials Science, China*, v. 70, jan. 2013, p. 24-36. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0927025612007732?via%3Dihub>>. Acesso em ago. 2021.
- [18] ZAMBON, M. F.; NASCENTE, P. A. P. Modificação por Nitretação a Plasma das Superfícies dos Aços AISI-4140, AISI-420C e DIN16MnCr5. 2011. 86f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2011.
- [19] Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams, ASM International, Metals Park, OH, 1977.



## **AVALIAÇÃO DO RAIÃO DE DOBRA PARA O AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA QUARD 500 EM MATRIZ V**

Josimar Teixeira dos Santos<sup>(1)</sup>  
Fabiano da Silva Brites<sup>(2)</sup>  
Lírio Schaeffer<sup>(3)</sup>

### **RESUMO**

O surgimento recente na indústria de aços com maior resistência tem dado aos componentes maior vida útil e menor peso aos equipamentos, porém, ainda pouco se sabe a respeito da conformação deste tipo de material. Este trabalho tem por objetivo analisar o raio de dobra para o aço Quard 500, com dureza de 500 HB e espessura de 4,76 mm, de modo que não ocorra o surgimento de trincas superficiais durante o processo de conformação. Serão ainda analisadas equações teóricas apresentadas pela literatura para dar suporte aos projetos relacionados aos processos de dobramento de componentes, empregando aços de alta resistência mecânica. Para este experimento foram confeccionados três punções com diferentes Raios de Dobra, sendo eles de 16, 18 e 20 mm. A conformação foi realizada a frio e todas as amostras foram dobradas com o ângulo de 90° com auxílio de uma matriz V com abertura (W) de 50 mm. Em relação à direção de laminação as chapas foram dobradas transversalmente ao sentido de laminação. Os resultados obtidos comprovam ser possível a conformação deste material com um raio (mínimo) de 16 mm.

**Palavras-chave:** Dobramento, alta resistência, 500 HB, raio de dobra, retorno elástico, força.

### **ABSTRACT**

The recent appearance in the steel industry with higher strength has given the components a longer useful life and less weight to the equipment, but little is known about the conformation of this type of material. This work aims to analyze the bending radius for Quard 500 steel, with hardness of 500 HB and thickness of 4.76 mm, so that no surface cracks occur during the forming process. Theoretical equations presented in the literature will also be analyzed to support projects related to component bending processes, using high mechanical strength steels. For this experiment three punctures were made with different Bend Rays, being them of 16, 18 and 20 mm. The conformation was cold made and all samples were bent with an angle of 90° with the help of a V-matrix with opening (W) of 50 mm. In relation to the direction of rolling, the plates were bent transversally to the direction of rolling. The results obtained prove that it is possible to form this material with a radius (minimum) of 16 mm

**Keywords:** Bending, high strength, 500 HB, bending radius, spring back, force.

<sup>(1)</sup> Engenheiro Mecânico; Universidade do Vale do Rio dos Sinos, Brasil, josimartsantos@gmail.com

<sup>(2)</sup> Prof. MSc.; Universidade do Vale do Rio dos Sinos, Brasil, fbrites@unisinis.br

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, schaefer@ufrgs.br

## 1 INTRODUÇÃO

A tabela 1 indica alguns dos principais processos de conformação empregados na indústria atualmente. Em geral esses processos são realizados através de forças de compressão e/ou tração, a conformação também pode ocorrer em temperatura ambiente ou a quente. A tabela 1 informa se o processo é realizado através de forças de compressão ou tração, assim como, se o mesmo é realizado a frio ou a quente.

Tabela 1 – Processos de conformação mais comuns [2].

Processo		Laminação	Trefilação	Extrusão	Forjamento	Estampagem (profunda)	Dobrimento
Força	Compressão	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM
	Tração	NÃO	NÃO	NÃO	NÃO	NÃO	SIM
Temperatura	Quente	SIM	NÃO	SIM	SIM	SIM	SIM
	Frio	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM
Ilustração							
Produtos		Faixas Chapas Barras Perfis	Barras Acames Fios Tubos	Barras Tubos Perfis	Peças pequenas e grandes forjadas	Peças de chapas estampadas	Peças de chapas e barras dobradas

Entre os processos indicados na tabela acima, destaca-se o Processo de Dobramento (figura 1), geralmente realizado por dobradeiras com auxílio de uma matriz e um punção, onde é preciso levar em conta alguns parâmetros: o raio de dobra ou curvatura ( $R$ ), a elasticidade do material, ângulo de dobra ( $\alpha$ ), espessura da chapa ( $s$ ) entre outros [1]. O processo de dobramento pode ser dividido em duas categorias: dobramento a frio e dobramento a quente, sendo o primeiro mais usual na indústria, já o processo a quente é indicado para chapas com espessuras maiores que 4,76 mm ou para materiais com maior resistência [1].

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O Processo de Dobramento (figura 1) vem sendo aplicado na indústria há muitos anos, trata-se de uma técnica comum, porém os estudos realizados nessa área, voltados aos aços de alta resistência, são relativamente recentes [3].

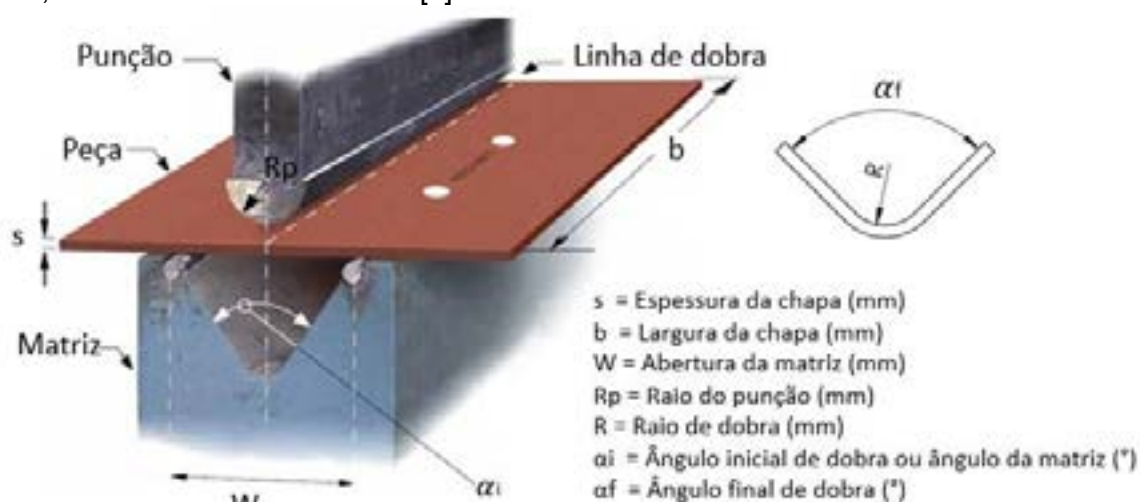


Figura 1 – Processo de dobramento de uma chapa [4].

O dobramento ocorre através da deformação plástica que um determinado material sofre. Entre os métodos de estampagem, este apresenta grande versatilidade podendo obter peças com ângulos que variam de 180° até o ângulo dimensionado para a abertura da matriz. Porém, com o desenvolvimento de novos materiais com maior resistência e menor conformabilidade, se torna ainda mais difícil a fabricação de peças dobradas a frio, principalmente quando se deseja obter um Raio de dobra ( $R$ ) pequeno [5].



O processo de dobramento se caracteriza quando a chapa é dobrada através da força exercida pela prensa em decorrência da força empregada pelo punção, sendo a chapa pressionada contra a matriz, assumindo assim, a sua forma final [6], quando se desconsidera o Retorno Elástico. Conhecer o raio mínimo de dobra ( $R_{min}$ ) é fundamental para realizar esse tipo de processo, de modo que não ocorram trincas durante o dobramento.

## 2.1 Raio mínimo de dobra

Para que se evite trincas na face externa o Raio de Dobra ( $R$ ) deverá possuir um valor igual ou superior ao Raio Mínimo ( $R_{min}$ ). O Raio Mínimo de dobramento nada mais é do que o limite de conformação do material, ou seja, o menor raio que a chapa pode ser dobrada sem a ocorrência de trincas [7]. Este, em geral, é apresentado como um valor múltiplo da espessura da chapa, como por exemplo,  $3 \times s$  (três vezes a espessura da chapa) [7]. Por isso, é um dos principais parâmetros visando o dobramento de uma peça, sendo definido de acordo com o tipo de metal a ser dobrado assim como sua espessura. Quanto maior a dureza do material, maior também deverá ser o raio mínimo de dobra [8].

Para chapas de alta resistência com espessuras finas, se recomenda que o Raio mínimo ( $R_{min}$ ) de dobramento seja igual ou maior que  $5 \times s$  (cinco vezes a espessura da chapa) [7]. O Raio mínimo não pode ser considerado um parâmetro preciso, embora, existem equações que consideram até mesmo a redução de área ( $q$ ) encontrada no ensaio de tração. Caso ( $q$ ), seja menor que 0,2 pode-se desprezar o deslocamento da linha neutra, desta forma o Raio mínimo ( $R_{min}$ ) de dobra será encontrado pela equação 1. No caso onde a redução de área ( $q$ ) durante o ensaio de tração, é maior que 0,2, deverá ser considerado o deslocamento da linha neutra, deste modo, o Raio mínimo ( $R_{min}$ ) para dobramento será dado pela equação 2. Para as equações 1 e 2, é necessário conhecer a espessura da chapa ( $s$ ). A redução de área ( $q$ ) é obtida pela equação 3 através do ensaio de tração [7].

$$\frac{R_{min}}{s} = \frac{1}{2q} \quad \text{Eq (1)}$$

$$\frac{R_{min}}{s} = \frac{(1-q)^2}{2q-q^2} \quad \text{Eq (2)}$$

$$q = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \quad \text{Eq (3)}$$

Onde:

$A_0$  = Área inicial (Figura 2) do corpo de prova antes do ensaio de tração [ $\text{mm}^2$ ];

$A_f$  = Área final do corpo de prova após o ensaio de tração [ $\text{mm}^2$ ].

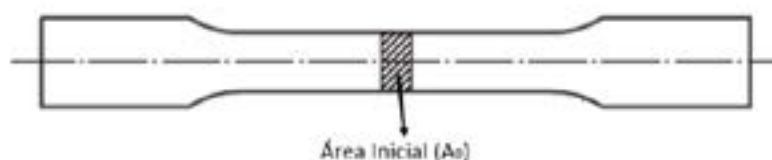


Figura 2 – Área inicial do corpo de prova antes do ensaio de tração.

Além das equações citadas acima, o Raio mínimo de dobra pode também ser encontrado pelas equações 4 e 5. [8], [3].

$$R_{min} = \frac{s + E}{2 \times \sigma_e} \quad \text{Eq (4)}$$

$$R_{min} = \frac{50 \cdot s}{Al} \cdot \frac{s}{2} \quad \text{Eq (5)}$$

Onde:

$s$  = espessura da chapa [ $\text{mm}$ ];

$E$  = módulo de elasticidade do material [ $\text{GPa}$ ];

$\sigma_e$  = tensão de escoamento [ $\text{MPa}$ ];

$Al$  = alongamento da chapa [-].

## 2.2 Dimensionamento da matriz V

O dimensionamento da matriz se dá principalmente por dois fatores: a abertura da matriz ( $W$ ) e o ângulo de abertura, ambos indicados na figura 1. A largura ( $W$ ) da matriz, pode variar entre quinze a vinte vezes a espessura do material, de acordo com a equação 6 [9]. Já a equação 7, determina a abertura da matriz como  $8 \times s$  [8].



$$W = 15 a 20 \text{ Eq (6)}$$

$$W = 10.5 \text{ Eq (7)}$$

A empresa fabricante do material sugere na tabela 3, a relação abaixo (equação 8), para dimensão da abertura da matriz quando uma chapa com espessura inferior a 8 mm é dobrada transversalmente ao sentido de laminação [10].

$$W = 10.5 \text{ Eq (8)}$$

### 2.3 QUARD 500

A família de aço Quard é conhecida pela sua alta resistência ao desgaste, que proporciona ao produto um acréscimo relevante de sua vida útil, muito utilizado em equipamentos de britagem e moagem, peneiras, pás carregadeiras, entre outros. Além disso, o uso desse aço especial permite uma redução significativa no peso final do componente. Para este trabalho será utilizado o Quard 500 fabricado pela NLMK, a tabela 2 apresenta a composição química deste material. [10]

Tabela 2 – Composição química do Quard 500 [10].

C	SI	Mn	P	S	Cr	NI	Mo	B
0,28	0,80	1,60	0,025	0,01	1,00	1,00	0,50	0,005

Quanto à dureza o fabricante informa que toda linha Quard possui um controle apurado de sua faixa de dureza, sendo realizados ensaios a cada corrida de 40 toneladas. O aço utilizado neste trabalho a faixa de dureza que a NLMK indica em seu catálogo varia de 470 a 530 HB, ou seja, o Quard 500 possui uma tolerância quanto à dureza de +/-30 HB. Na tabela 3, a fabricante apresenta a relação para o raio mínimo de dobra (Rmin), assim como, a abertura da matriz (W) de acordo com a espessura (s), para que o mesmo seja conformado [10].

Tabela 3 – Relação para dimensionamento do raio de dobra e abertura da matriz [10].

Espessura (mm)	Transversal à laminação Rmin=	Longitudinal à laminação Rmin=	Abertura transversal W=	Abertura longitudinal W=
s < 8.0	s x 3.5	s x 4.5	s x 10	s x 12
8 ≤ s ≤ 20	s x 4.5	s x 5	s x 12	s x 14
s > 20	s x 7	s x 8	s x 16	s x 18

A NLMK através de seu catálogo ainda indica outras propriedades importantes a respeito do Quard 500 conforme indicado na tabela 5.

Tabela 4 – Propriedades mecânicas [10].

Limite de escoamento [Mpa]	Limite de ruptura Transversal [Mpa]	Alongamento [%]	Efeito mola [°]
1500	1700	8	12 a 18

## 3 MATERIAIS E MÉTODOS

### 3.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados na máquina universal de ensaios MTS Landmark, presente no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Unisinos. Esta máquina atinge uma força máxima de 190 kN, com deslocamento de até 150 mm. O ensaio de tração foi realizado para que fosse possível identificar o limite de escoamento real, assim como, a redução de área (q) do material.

Os corpos de prova para a realização dos ensaios foram determinados através da ABNT NBR ISO 6892-1, a velocidade para a realização do ensaio foi de 0,02 mm/s, e se manteve constante, conforme indicado pela norma [12]. Para a fabricação, fez-se necessário o desenho técnico (figura 3) visando à manufatura destes componentes. Foram realizados 3 ensaios a temperatura ambiente.

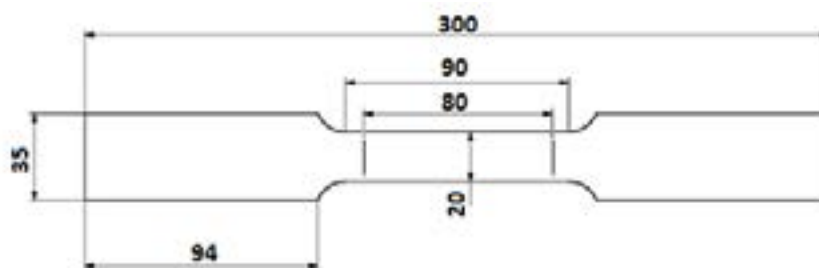


Figura 3 – Corpo de prova para o ensaio de tração.

### 3.2 Confeção dos corpos de prova para o dobramento

A elaboração dos corpos de prova (figura 4) com dimensão de 4,76 x 30 x 100 (espessura x largura x comprimento), seguiu os parâmetros determinados na ABNT NBR ISO 7438 [11]. Para que todas as dobras pudessem ser efetuadas perpendiculares ao sentido de laminação, foi inserido uma nota no desenho.

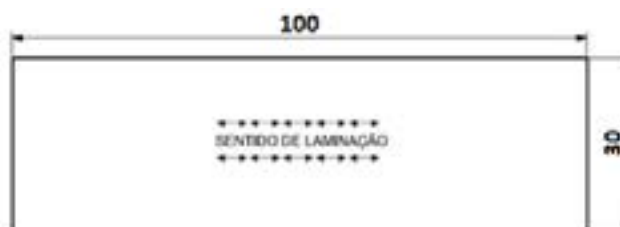


Figura 4 – Corpo de prova para o dobramento.

### 3.3 Projeto e fabricação do ferramental para o Processo de Dobramento em V

A fabricação da matriz, assim como dos punções, foram realizadas em maior parte dentro da própria universidade. Todo processo de usinagem e soldagem foi realizado no Laboratório de Usinagem da Unisinos. A matéria prima utilizada para a fabricação destas ferramentas foi o SAE 1020.

Primeiro, foram usinados os blocos necessários para a fabricação dos punções, tal como, o bloco para a obtenção da matriz. Após a usinagem dos blocos, foi realizado o corte em V na matriz, bem como, o corte do ângulo de 90° e o raio de cada um dos punções através de uma máquina de eletroerosão a fio. Na sequência, as peças foram usinadas, onde receberam um furo com 23,5 mm de diâmetro para a fixação da haste. Por fim, foi usinada no torno uma haste com 23 mm de diâmetro e 70 mm de comprimento, sendo a haste da matriz fabricada com comprimento menor de 55 mm para aproveitamento do material. O projeto do ferramental pode ser observado através da figura 6

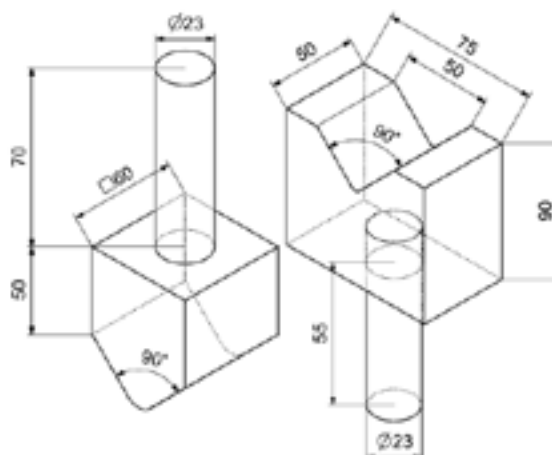


Figura 5 – Processo de fabricação do ferramental.

### 3.4 Dobramento das amostras

Todas as peças foram dobradas no sentido perpendicular à laminação, sendo que a velocidade de dobramento foi determinada de acordo com a ABNT NBR ISO 7438, igual a 1mm/s. A matriz V foi fixada na mesma máquina utilizada no ensaio de tração, assim como, os punções conforme indicado na figura 6, para cada raio de dobra foram dobrados três corpos de prova. A matriz foi marcada com caneta permanente de modo que ajudasse a deixar as amostras centralizadas, e na mesma posição.



Figura 6 – Ferramental utilizado para o dobramento.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos durante a realização deste trabalho.

### 4.1 Ensaio de tração

A figura 7, mostra os resultados (tensão versus deformação relativa) obtidos para os ensaios com a temperatura ambiente. Como já mencionado foram realizados três ensaios, a fim de encontrar as tensões, o alongamento e a redução de área do material, a tabela 5 apresenta a média dos resultados encontrados nos ensaios, para assim determinar o raio mínimo de dobra através das equações sugeridas no tópico 2.1.



Figura 7 –(a) Tensão versus deformação relativa Corpo de prova 1; (b) Tensão versus deformação relativa Corpo de prova 2; (c) Tensão versus deformação relativa Corpo de prova 3.

Tabela 5 –Média dos resultados encontrados nos ensaios de tração.

Corpo de prova (CP)	Tensão de escoamento [MPa]	Tensão de escoamento média [MPa]	Tensão Maxima [MPa]	Tensão Maxima média [MPa]	Tensão Ruptura [MPa]	Tensão Ruptura média [Mpa]	Alongamento [%]	Alongamento [%] médio	Redução de área q [-]	Redução de área q [-] média
CP1	1193	1152	1648	1626	1306	1248	10,9%	10,3%	0,46	0,41
CP2	1150		1598		1216		10,1%		0,40	
CP3	1112		1632		1223		9,8%		0,39	

Com relação ao tipo de rompimento ocorrido ao final do ensaio de tração, todas as amostras foram fraturadas na mesma região próximo ao raio da seção maior com a seção menor conforme evidenciado na figura 8. Isso pode ter ocorrido devido ao corte das peças ter sido realizado por oxicorte, já que esse tipo de corte não possui um acabamento superficial excelente. Logo, em virtude da mudança de seção somado com um acabamento pode ter deixado alguma imperfeição no material, o que resultou a fratura nesta região. O que explicaria o fato de todas as amostras romperem próximas ao raio de concordância.



Figura 8 – Amostras após os ensaios de tração

#### 4.2 Definição dos raios de dobramento

Conhecida a redução de área ( $q$ ), a tensão de escoamento, assim como, a tensão máxima e o alongamento do material, pode-se então encontrar o raio de dobra pelas equações sugeridas no tópico 2.1. Os resultados para estas equações podem ser vistos na tabela 6.

Tabela 6 – Resultados para o raio mínimo de dobra.

Equação 2 Dieter (1981) (mm)	Equação 4 Schaeffer (2016) (mm)	Equação 5 Palmeira (2005) (mm)	NLMK tabela 3 (mm)
2,49	427,71	55,12	16,66

Nota-se que os resultados obtidos pelas equações acima não se aproximam uma das outras, pelo contrário, os valores encontrados se distanciam muito de uma equação para outra. É importante ressaltar que os autores de onde essas equações foram tiradas não deixam claro se elas servem para todo tipo de dobramento, no trabalho em questão foi realizado o dobramento do tipo V, e durante as pesquisas não foi encontrada uma equação para o raio mínimo de dobra própria para este tipo de dobramento.

#### 4.3 Ferramental: fabricação da matriz V e punções

Para que fosse possível realizar todos os dobramentos, necessitou-se a fabricação da matriz e dos punções conforme já descrito no tópico 3.3. Os valores obtidos na tabela 6 para as equações 2, 4 e 5 como já mencionado obtiveram valores bem distantes do indicado pela NLMK, por isso para este trabalho se optou em usar como parâmetro a indicação do fabricante onde para a espessura de 4,76 mm conforme evidenciado na tabela 6 o raio mínimo de dobra deve ser de 16,66 mm.

A partir disto, optou-se por fabricar os punções partindo de um  $R_p$  (raio do punção) 16 mm, além de também ser testado outros dois raios maiores, sendo eles de 18 e 20 mm, sempre com intervalos de 2 mm devido ao custo e ao tempo para manufatura destes componentes.

A matriz utilizada neste trabalho foi fabricada seguindo a relação indicada na tabela 3, encontrando uma abertura da matriz de 47,6 mm, optou-se então, por utilizar 50 mm, facilitando assim, a fabricação do componente e o ângulo determinado para a conformação de 90°. A matriz e os punções fabricados podem ser vistos na figura 9

$$\frac{W}{s} = 10 \rightarrow W = 10 * 4,76 \rightarrow W = 47,6 \text{ Eq (8)}$$



Figura 9 – Ferramental fabricado

#### 4.4 Dobramento das amostras

Os corpos de prova CP1, CP2 e CP3 dobrados com raio de 20 mm não obtiveram trincas na superfície, conforme pode-se verificar na figura 10(a). Da mesma forma, as amostras CP4, CP5 e CP6, ao serem conformadas através do punção com 18 mm de raio não apresentaram fissuras na superfície, conforme figura 10(b). Por último, foi utilizado o raio de 16 mm para dobramento a frio, foram dobradas as amostras CP7, CP8 e CP9, mas nenhuma das amostras apresentou trincas na superfície, conforme indicado na figura 10(c).

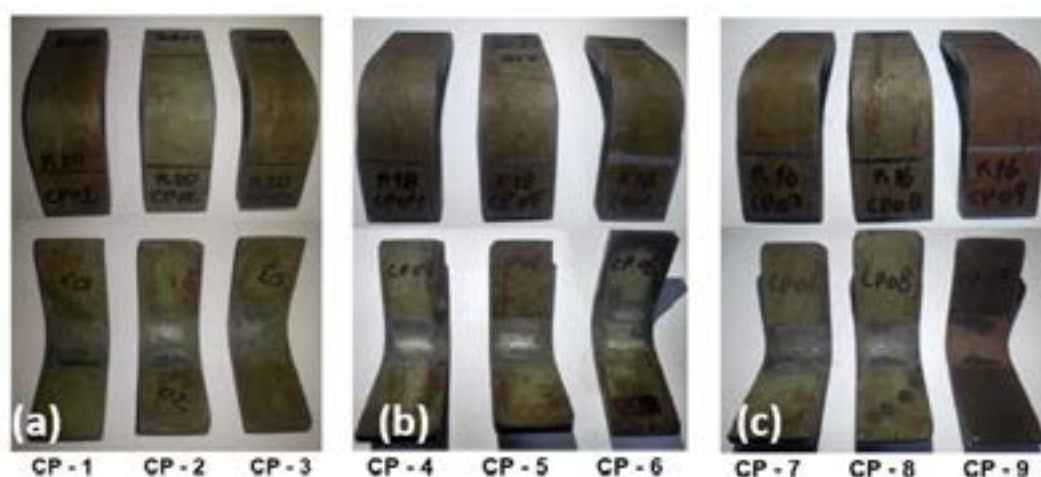


Figura 10 – (a) Amostras conformadas com Rp 20 mm; (b) Amostras conformadas com Rp 18 mm; (c) Amostras conformadas com Rp 16 mm.

## 5 CONCLUSÃO

A elaboração deste trabalho foi fundamental para aprimorar os conhecimentos a respeito do processo de conformação de dobramento em chapas de alta resistência ao desgaste, sendo possível concluir que o ferramental desenvolvido para este trabalho atendeu perfeitamente o objetivo. Viabilizando o dobramento com os variados punções. Além disso, a matriz V com abertura de 50 mm e ângulo de 90° mostrou ser eficaz.

O Raio mínimo de dobra ideal, para o dobramento a frio de um aço de alta resistência ao desgaste com 500 HB sem que houvesse trincas na superfície durante o processo, foi o de 16 mm. O raio de dobra indicado pelo fabricante mostrou-se adequado para este tipo de material quando dobrado a frio.

Quanto as equações utilizadas para se obter o raio mínimo de dobra, não foi possível determinar uma equação ideal para o dobramento do tipo V para o material utilizado neste trabalho, visto que os valores obtidos não se aproximaram dos ensaios práticos.



**REFERÊNCIAS**

- [1] MARCOS, F. Corte e dobragem de chapas. Ed Hemun 2007.
- [2] FILHO, ETTORRE BRESCIANI; DA SILVA, IRIS BENTO; BATALHA, GILMAR FERREIRA; BUTTON, SÉRGIO TONINI. CONFORMAÇÃO PLÁSTICA DOS METAIS. 6. ed. São Paulo: Unicamp, 2011. 254 p. ISBN 978-85-86686-64-1. Disponível em: <http://www.fem.unicamp.br/~sergio1/CONFORMACAOPLASTICADOSMETAIS.pdf>. Acesso em: 15 jul. 2020. SCHAEFFER, Lirio. Manufatura por conformação mecânica. Porto Alegre: IMPRENSA LIVRE, 2016.
- [3] SSAB. HARDOX. DUREZA E RESISTÊNCIA, [s. l.], ca. 2019.
- [4] FREES, MONIQUE VALENTIM DA SILVA. AVALIAÇÕES SOBRE O PROCESSO DE DOBRAMENTO DO AÇO NBR 6656 LNE 380. Orientador: Prof. Dr. Lirio Schaeffer. 2017. 100 f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/handle/10183/163428>. Acesso em: 19 ago. 2020.
- [5] DIETER, GEORGE E. Metalurgia Mecânica, 2ª edição. Ed Guanabara, Rio de Janeiro, 1981.
- [6] PALMEIRA, Alexandre. PROCESSOS DE DOBRAMENTO & CALANDRAGEM. UNIVERSIDADE DO ESTADO DO RIO DE JANEIRO: [s. n.], 2005. Disponível em: <https://pt.slideshare.net/Thrunks/cap-7-dobrimento>. Acesso em: 15 maio 2019
- [7] JUNIOR, Ivar; CAVERSAN, Elpidio. TECNOLOGIA DE ESTAMPAGEM 2. São Paulo, 2012. Disponível em: [http://www.eterfs.com.br/material/mecanica/APOSTILA\\_DE\\_ESTAMPO\\_FATEC-220813-3.pdf](http://www.eterfs.com.br/material/mecanica/APOSTILA_DE_ESTAMPO_FATEC-220813-3.pdf). Acesso em: 2 jul. 2019.
- [8] NLMK. Aços de alta resistência ao desgaste Quard 500, [s. l.], ca. 2019. Disponível em: [https://innova.vix.br/wp-content/uploads/2018/09/Ficha-tecnica\\_QUARD-500-1.pdf](https://innova.vix.br/wp-content/uploads/2018/09/Ficha-tecnica_QUARD-500-1.pdf). Acesso em: 22 out. 2019.
- [9] ABNT, NBR ISO. 7438.(2016). Materiais metálicos: Ensaio de Dobramento.
- [10] ABNT, NBR ISO. 6892-1. (2013). Materiais metálicos: Ensaio de Tração-Parte, v. 1.
- [11] SCHAEFFER, Lirio; NUNES, Rafael; BRITO, Alberto. Tecnologia da estampagem de chapas metálicas. Porto Alegre: IMPRENSA LIVRE, 2017.



# CRIAÇÃO DE PISOS 3D PELO PROCESSO DE ESTAMPAGEM INCREMENTAL: ESTUDO DE CASO

G. A. Felisbino <sup>(1)</sup>  
G. De March <sup>(2)</sup>  
D. Fritzen <sup>(3)</sup>  
A. Daleffe <sup>(4)</sup>  
J. Castelan <sup>(5)</sup>

## ABSTRACT

The Incremental sheet forming (ISF) process in the last two decades it has motivated several academic researches worldwide, due to its promising use as a sheet metal prototyping process due to its simple and flexible way of working, compared to traditional sheet forming processes. Although several authors have supported themselves in recent years in establishing more accurate results about the characteristics of this process, as optimization of the conformation strategies used, application of algorithms to predict failures, numerical simulation of the forming process, between others. However, the purpose of this work is the application of the incremental stamping process in the prototyping of three-dimensional geometric shapes in aluminum alloy sheets, aiming at the elaboration of 3D tiles applied to architecture.

**Key words — 3D tiles, Aluminum alloys, Incremental sheet forming.**

## 1. INTRODUÇÃO

O processo de estampagem incremental foi descrito e patenteado por Leszak em 1967 [1], quando ainda a tecnologia CNC era incipiente. Com a evolução tecnológica dos equipamentos CNC na década de 90, devido aos grandes avanços no campo eletrônico, as pesquisas neste tema foram retomadas e amplamente pesquisadas [2] [3]. As pesquisas iniciais pautaram-se inicialmente em aplicações deste processo, onde, além de peças-protótipos em geral, componentes automotivos (para-lama, capô, suporte de farol) [4], componentes aeroespaciais (carenagens) [5] e componentes náuticos (chapas para o casco de embarcações) foram desenvolvidos com sucesso [6]. Na área médica também

<sup>(1)</sup> Graduando, Centro Universitário UNISATC, Criciúma, Brasil, [gustavo.a.felisbino@gmail.com](mailto:gustavo.a.felisbino@gmail.com)

<sup>(2)</sup> Mestrando, Centro Universitário UNISATC, Criciúma, Brasil, [gilson.march@satc.edu.br](mailto:gilson.march@satc.edu.br)

<sup>(3)</sup> Prof. Dr., Centro Universitário UNISATC, Criciúma, Brasil, [daniel.fritzen@satc.edu.br](mailto:daniel.fritzen@satc.edu.br)

<sup>(4)</sup> Prof. Dr. Centro Universitário UNISATC, Criciúma, Brasil, [anderson.daleffe@satc.edu.br](mailto:anderson.daleffe@satc.edu.br)

<sup>(5)</sup> Prof. Dr. Centro Universitário UNISATC, Criciúma, Brasil, [jovani.castelan@satc.edu.br](mailto:jovani.castelan@satc.edu.br)

houveram contribuições [7] [8], bem como na área odontológica [9].

Com passar dos anos, com a evolução tecnológica disponível nas pesquisas, tanto a nível de hardware quanto software, as pesquisas sobre este tema aprofundaram-se mais na otimização do processo, nas estratégias de conformação usadas [10], aplicação de algoritmos para previsão de falhas [11], simulação numérica do processo de estampagem [12], associação de outros processos de conformação e/ou fabricação (os chamados processos híbridos) [5] [13], desenvolvimento de máquinas dedicadas ao processo [14] [15], e com isso, a análise deste processo em diferentes materiais, desde ligas de aço [12], alumínio [16], cobre [17] e titânio [7], até mesmo em polímeros [18] [19], enfim, uma gama ampla e densa de informações sobre este tópico.

Excetuando os tipos de investigações descritas acima, Trautz e Herkrath [20] usaram a estampagem incremental para desenvolverem geometrias tridimensionais de base triangular e hexagonal para serem usadas como estrutura de suporte de carga e proteção ao mesmo tempo, demonstrando o potencial para a arquitetura e engenharia estrutural.

Deste modo, proposta deste trabalho vislumbra a aplicação do processo de estampagem incremental na prototipação de formas geométricas tridimensionais em chapas de liga de alumínio, visando a elaboração de revestimentos 3D, comumente chamados de pisos e azulejos, aplicados a arquitetura.

Este trabalho possui caráter de estudo de caso, ou seja, aplicação direta da ISF almejando a fabricação de revestimentos 3D em chapas de alumínio. Desta forma, este trabalho consolida-se com uma revisão do estado da arte deste tópico, aprimorado com os conceitos do objeto de estudo – painéis e/ou estruturas 3D – bem como, a definição do procedimentos metodológicos dos experimentos práticos, aplicação do referido processo de estampagem, estampagem das peças e construção dos painel/estrutura 3D, e por fim, apresentação dos resultados mecânicos e estéticos decorrentes das definições experimentais.

## 2. ESTAMPAGEM INCREMENTAL

No processo de estampagem incremental, a chapa (*blank*) é fixada em um prensa-chapas, geralmente montado numa máquina CNC. Uma ferramenta simples, com formato cilíndrico com a ponta esférica/hemisférica é acoplada ao *spindle*, e a medida que a ferramenta se desloca sobre a chapa, por conta dos movimentos XYZ, pequenas deformações são realizadas contra a chapa por conta dos gradativos incrementos verticais negativos ( $\Delta z$ ), como apresentado na Figura 1.

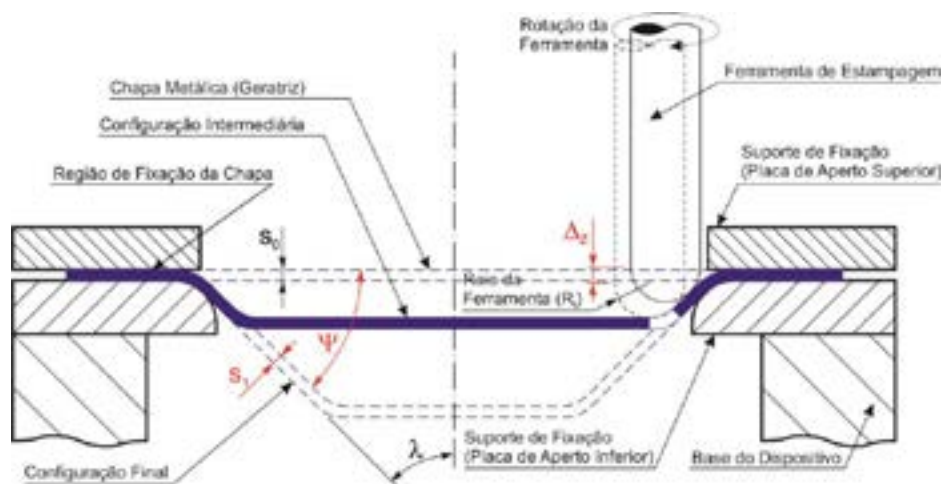
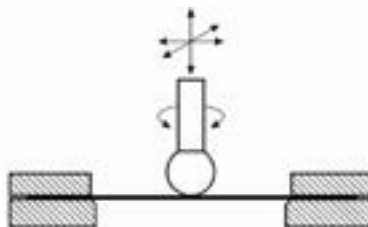


Figura 1: Princípio do processo de estampagem incremental [3].

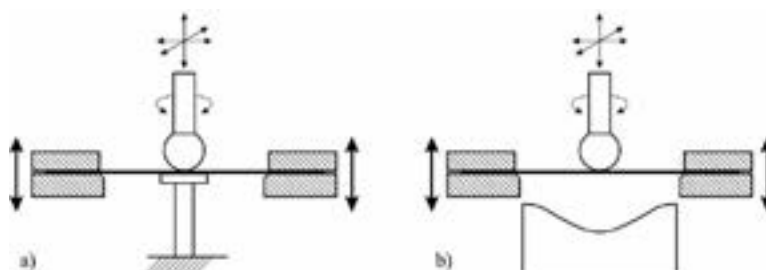
O processo de estampagem incremental pode ser classificado quanto ao uso (parcial ou completo) ou não de suportes (matrizes) envolvidos no processo de conformação [3].

A estampagem incremental realizada sem suporte é a mais simples e antiga deste processo. Por conta disso, é classificada como Ponto Simples (*Single-Point Incremental Forming – SPIF*), também conhecida por “*die-less*”, que significa sem matriz (Figura 2).



**Figura 2:** Configurações SPIF da estampagem incremental [10]

Com o uso de algum tipo de suporte inferior para a estampagem, o processo de ISF, é classificada como Ponto Duplo (*Two Points Incremental Forming – TPIF*). Nesta configuração do processo de estampagem incremental o prensa-chapas onde o blank está fixado move-se adequadamente no sentido de Z. Por conta do formato dos suportes inferiores, este processo pode ser classificado por suporte “parcial” ou suporte “completo” (Figura 3), ainda, como negativo ou positivo.



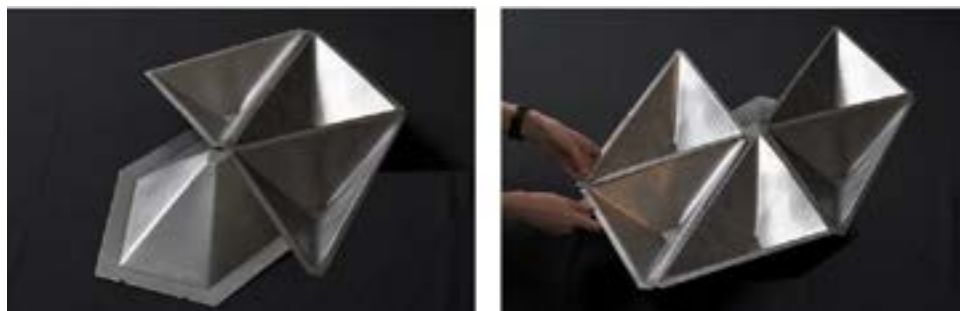
**Figura 3:** Configurações TPIF da estampagem incremental: a) Suporte Parcial; b) Suporte Completo [10].

Para este estudo de caso foi escolhido o processo de estampagem incremental com Ponto Duplo, almejando melhor acuidade geométrica das peças estampadas [7].

### 2.1. ISF para criação de estruturas tridimensionais

A flexibilidade proporcionada pelo processo de estampagem incremental na fabricação de peças e produtos metálicos sempre é mencionada pelos autores, dada as possibilidades de uso ou não dos suportes inferiores e a execução do caminho da ferramenta controlado pelos softwares CAD/CAM.

As pesquisas desenvolvidas por Trautz e Herkrath [20] em 2009 focaram na criação de peças geométricas tridimensionais feitas pelo processo de estampagem incremental, como solução para formação de estrutura de suporte de carga e proteção ao mesmo tempo, além de ser uma estrutura leve (Figura 4). Os sistemas de estruturas dobradas são análogos a vários sistemas biológicos, como os encontrados em folhas largas, pétalas e asas dobráveis de insetos. O princípio de dobramento costuma criar superfícies estruturais generalizadas. Gera não só uma estabilização de formas planas e delicadas. A dobra natural como estrutura leve pode ser de grande interesse para a engenharia e a arquitetura. É um método de construção eficiente e com economia de material.



**Figura 4:** Cobertura por elementos geométricos estampados [20].

Bailly *et al* (2014) também apresentaram seus resultados em estampagem incremental sobre a fabricação de estruturas de chapa de metal autossustentáveis inovadoras que representam superfícies de forma livre [21], conforme exemplifica a figura 5.



**Figura 5:** Montagem final da estrutura criada por chapas dobradas pelo processo de ISF [21].

Baerlecken *et al.* (2014) apresentam em seu trabalho uma proposta de fabricação do origami Miura-ori e sua implantação como cobertura do estádio de Tóquio. Embora o referido trabalho não aborde o uso da ISF como alternativa de fabricação dos componentes, os autores retratam o uso da Biomimética (Figura 6) para o projeto e simulação de estruturas dobradas de inspiração biológica [22].



**Figura 6:** Montagem final da estrutura criada por chapas dobradas pelo processo de ISF [22].

A cerâmica é o material artificial mais antigo produzido pelo homem que se tenha conhecimento. Proveniente da mistura de argilas e outros materiais, seu uso abrange a fabricação de louças, vasos, tijolos, telhas, revestimentos, entre outros.

No que tange o uso da cerâmica como revestimentos, comumente chamado de pisos e azulejos, os avanços tecnológicos são notáveis, tanto na forma de fabricação quanto na tipologia dos produtos desenvolvidos. Especificamente sobre o aspecto estético de um revestimento cerâmico, o investimento em recursos técnicos, tecnológicos, sobretudo humano, na área de design são imprescindíveis para a diversidade de produtos à disposição no mercado. Um dos produtos de destaque atualmente nos produtos de revestimentos de fachadas são dos ditos revestimentos 3D, tridimensionais ou de relevo, ofertados em cerâmica, cimento, gesso e polímero.

Segundo Bassan [23, p. 6], “existe uma diversidade de modelos e marcas no mercado, que oferecem revestimentos com formatos tridimensionais que ganham cada vez mais espaço na decoração de ambientes, internos e externos”. Neste caso, a fabricação deste tipo de produto se dá pelo uso de formas (moldes) que possuem o formato/textura onde a massa de concreto será vazada (Figura 7), e em seguida, colocada para secar.



**Figura 7:** Exemplo de revestimento 3D da Cerâmica Portinari [24].

O desenvolvimento de revestimentos 3D poliméricos é abordado por Bassan [23, p. 7], associando a reciclagem de produtos de pós-consumo na fabricação de novos produtos, tendo a reciclagem de polímeros como matéria-prima. Neste caso, o processo de injeção plástica é usado e a necessidade de



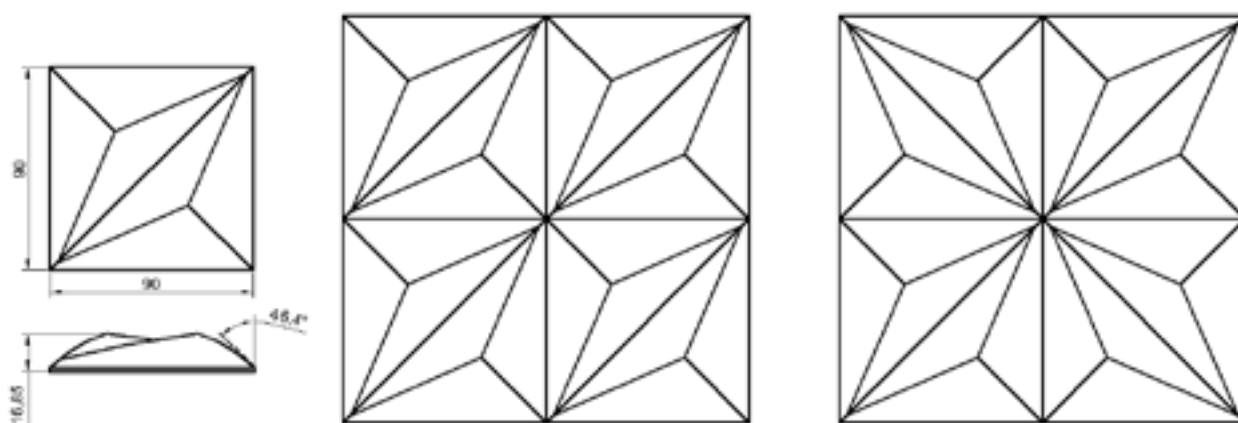
molde para injeção é imperativa (Figura 8).



**Figura 8:** Molde para injeção plástica de revestimento 3D [23].

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

O estudo de caso abordado neste artigo se debruça inicialmente na elaboração de um modelo bidimensional de revestimento, usando o software AutoCAD 2019®, considerando os possíveis leiautes resultantes da posição de montagem deste modelo (Figura 9). Adicionalmente, definiu-se a geometria triangular como base de estudo, já destacada em outros trabalhos [21] [22] [23].



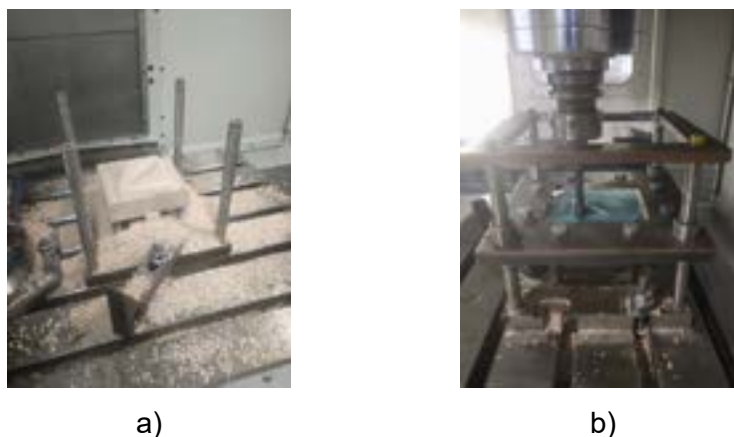
**Figura 9:** Modelo do revestimento 3D e sua padronização de leiaute [23].

Passo seguinte, transformação do modelo bidimensional em modelamento tridimensional, por meio de software CAD 3D (Autodesk FUSION 360), de modo a obter o suporte inferior para a realização da estampagem incremental de ponto duplo (Figura 10), feito em placa de poliuretano para usinagem (*Cibatool*).



**Figura 10:** Suporte positivo para a realização da estampagem incremental.

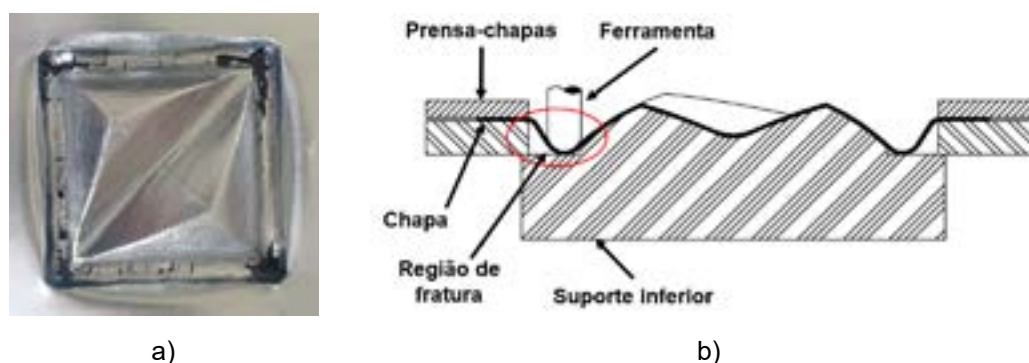
O processo de estampagem incremental foi realizado em um Centro de Usinagem de 3 eixos da marca Romi, modelo D600. Foi usada uma ferramenta de estampagem com a ponta esférica, com  $\varnothing 10.00$  mm, com a rotação livre e velocidade de avanço fixada em 1.000 mm/min. A estratégia de conformação foi a helicoidal. O material usado para a ISF foi a chapa de alumínio com 0,50 mm de espessura, com o emprego de graxa a base de lítio sobre a superfície de contato com a ferramenta de estampagem (Figura 11).



**Figura 11:** Etapas do trabalho: a) Fabricação do suporte TIFP; b) Realização do processo de ISF.

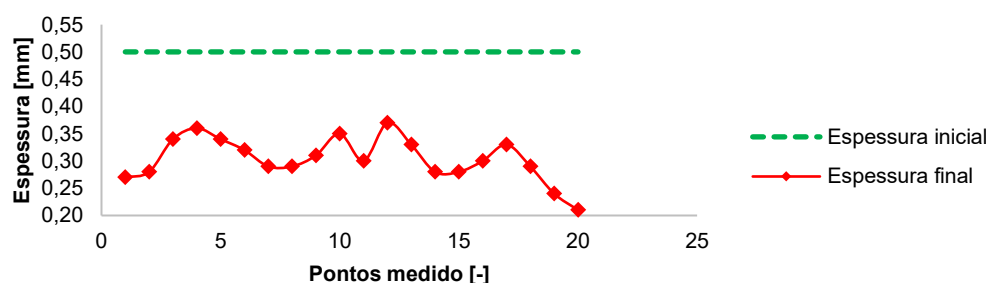
#### 4. RESULTADOS

A realização do processo de estampagem incremental de chapas usando suporte positivo (TIFP) apresentou regiões com a fratura da chapa, por conta da acentuada redução de espessura. Todavia, todas fraturas observadas ocorreram na parte externa do suporte inferior, ou seja, o modelo de tridimensional proposto para a estampagem estava adequado. As fraturas observadas nos experimentos ocorreram na região entre o final do suporte inferior e o prensa-chapas (Figura 12a). Analisando as fraturas, se percebeu que elas apenas aconteceram por conta do prensa-chapas ficar apoiado no suporte inferior, não contribuindo com o estiramento da chapa, e ainda, por conta do pouco espaço, resultando num acentuado ângulo de parede ( $\pm 80^\circ$ ), acarretando na fratura da chapa (Figura 12b).



**Figura 12:** Experimento ISF: a) Regiões das fraturas; b) Esboço do motivo de ocorrência da fratura.

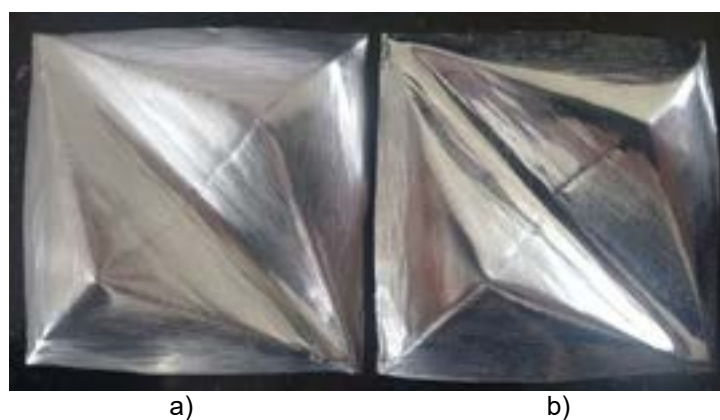
Adicionalmente, a análise de espessura de um experimento foi realizada (Gráfico 1). Neste caso, o espécime foi cortado longitudinalmente, passando pelo centro geométrico da peça.



**Gráfico 1:** Análise da espessura ao longo do corpo de prova estampado.

Qualitativamente, duas análises foram possíveis realizar sobre os corpos de provas obtidos. A primeira diz respeito ao uso de chapa de sacrifício na execução do ISF. Neste caso, duas chapas são montadas conjuntamente no prensa-chapas, a programação CAM é ajustada em função do aumento de espessura causado pela adição da segunda chapa, após o processo é realizado normalmente. A chapa

superior recebe a ação da ferramenta de conformação (Figura 13a), e naturalmente, transfere para a chapa inferior. Como resultado prático, o fato da ferramenta não entrar em contato direto com a superfície da peça conformada, se obtém uma peça com melhor acabamento superficial (Figura 13b), o que pode ser preponderante para alguns produtos. Todavia, devido a pequena espessura da chapa conformada (0,50 mm), ainda é perceptível marcas de conformação causadas pela ferramenta durante o processo de ISF.



**Figura 13:** Comparativo visual do acabamento superficial: a) Sem chapa de sacrifício b) Com chapa de sacrifício.

A segunda análise diz respeito ao retorno elástico presente nas peças após a conformação. Com a desmontagem dos espécimes do prensa chapas, e ao serem cortadas as rebarbas, há contrações e distorções na geometria (Figura 14). Castelan *et al.* (2014) [7] cita este problema na fabricação das próteses cranianas em chapa de titânio. Como alternativa, estes autores levam o experimento, ainda montado ao prensa-chapas, ao tratamento térmico (normalização das tensões residuais). Após este processo, o retorno-elástico na peça é amplamente minimizado.



**Figura 14:** Retorno elástico presente nos experimentos ISF.

Por fim, como resultado primordial deste estudo de caso, se tem os produtos almejados (Figura 15). Fica evidente que o processo de estampagem incremental é adequado para a realização deste tipo de produto, sobretudo considerando a fabricação de pequenos lotes e peças personalizadas, contribuindo como um processo de fabricação diferenciado para o setor de arquitetura e design de interiores.



**Figura 15:** Leiautes dos modelos criados: a) Leiaute 1 b) leiaute 2.

## 5. CONCLUSÃO

O processo de estampagem incremental de chapas usando suporte positivo (TIPF) como auxílio no processo mostrou-se eficaz para a fabricação de protótipos de pisos 3D. O dispositivo mecânico (Figura 11b) usado para a realização do processo garante a fixação do *blank* a gradativa descida do prensa-chapas à medida que o processo de ISF é realizado.

Mesmo usando a configuração TIPF, ainda há muito retorno elástico na peça, observada após ela ser desmontada do prensa-chapas (Figura 14).

As fraturas encontradas nos experimentos ocorreram na parte externa do suporte, ou seja, o modelo projetado foi viável para o processo ISF.

A diferença de altura entre a prensa de placa e a base de suporte (Figura 12b) forneceu um ângulo de parede muito grande ( $\pm 80^\circ$ ) causando a fratura da placa no mesmo local em todos os experimentos;

O uso de uma folha sacrificial no processo ISF reduziu significativamente a rugosidade da superfície no experimento (Figura 13b), mas não evitou a fratura no mesmo local observado nos outros experimentos.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Centro Universitário UniSATC pelo apoio técnico e apreciável contribuição com os equipamentos para os desenvolvimento dos experimentos.

## REFERÊNCIAS

- [1] E. Leszak, “Apparatus and Process for Incremental Dieless Forming”. USA Patente US3342051A1, 19 Setembro 1967.
- [2] G. Hirt, S. Junk, M. Bambach, I. Chouvalova e J. Ames, “Flexible CNC Incremental Sheet Forming: Process Evaluation and Simulation,” *Institute of Materials Technology/Precision Forming (LWP)*, p. 12, 2005.
- [3] P. A. F. Martins, N. Bay, M. Skjoedt e M. B. Silva, “Theory of single point incremental forming,” *Theory of single point incremental forming*, p. 247–252, 2008.
- [4] A. Blaga, “Contributions to the incremental forming of thin metal sheets,” Tese de Doutorado, Universitatea “Lucian Blaga” din Sibiu, Sibiu, 2011.
- [5] B. T. Araghi, A. Göttmann, G. Bergweiler, A. Saeed-Akbari, J. Bültmann, J. Zettler, M. Bambach e G. Hirt, “Investigation on Incremental Sheet Forming Combined with Laser Heating and Stretch Forming for the Production of lightweight structures,” *Kes Engineering Materials*, vol. 473, pp. 919-928, 2011.
- [6] J. Allwood, G. King e J. Duflou, “A structured search for applications of the Incremental Sheet Forming process by produc segmentation,” *Proc I Mesh E, Part B, J Eng Manuf*, vol. 219, n° B2, pp. 239-244, 2004.
- [7] J. Castelan, L. Schaeffer, A. Daleffe, D. Fritzen, V. Salvaro e F. P. Silva, “Manufacture of custom-made cranial implants from DICOM® images using 3D printing, CAD/CAM technology and incremental sheet forming,” *Rev. Bras. Eng. Biomédica*, vol. 30, n° 3, pp. 265-273, setembro 2014.
- [8] G. S. De Lucca, C. A. Ferreira, A. Daleffe, D. Fritzen, J. Castelan, R. Santos e L. Schaeffer, “Investigation of photofunctionalization applied to cranial implants produced by incremental sheet forming (ISF),” *Journal of Materials Research and Technology*, pp. 2633-2645, 15 September 2021.
- [9] M. Milutinovic, R. Lendjel, S. Balos, D. L. Zlatanovic, L. Sevsek e T. Pepelnjak, “Characterisation of geometrical and physical properties of a stainless steel denture framework manufactured by single-point incremental forming,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 10, pp. 605-623, 2021.
- [10] N. V. Reddy, R. Lingam e J. Cao, “Incremental Metal Forming Processes in Manufacturing,” *Handbook of Manufacturing Engineering and Technology*, pp. 411-452, 2015.
- [11] K. Isika, M. B. Silva, A. E. Tekkaya e P. A. F. Martins, “Formability Limits by Fracture in Sheet Metal Forming,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 214, p. 1557–1565, 2014.
- [12] F. A. Lora, “Avaliação das Deformações no Aço DC04 quando Submetido ao Processo Híbrido de Estampagem Incremental Posterior ao Processo Convencional,” Tese de Doutorado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.
- [13] B. T. Araghi, G. Manco, M. Bambach e G. Hirt, “Investigation into a new hybrid forming process: Incremental sheet forming combined with stretch forming,” *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 58, pp. 225-228, 2009.
- [14] J. Allwood, N. Houghton e K. Jackson, “The design of an incremental forming machine,” *Proceedings of the 11th Conference on Sheet Metal*, pp. 471-478, 2005.

- [15] Y. Li, W. Daniel, Z. Liu, H. Lu e P. Meehan, “Deformation mechanics and efficient force prediction in single point incremental forming,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 221, pp. 100-111, 2015.
- [16] G. Ambrogio, L. Filice e F. Gagliardi, “Formability of lightweight alloys by hot incremental sheet forming,” *Materials and Design*, vol. 34, p. 501–508, 2012.
- [17] D. Fritzen, A. Daleffe, G. S. De Lucca, J. Castelan, L. Schaeffer e R. J. A. Sousa, “Incremental forming of Cu-35Zn brass alloy,” *Int J Mater Form*, 25 July 2017.
- [18] M. Harhash e H. Palkowski, “Incremental sheet forming of steel/polymer/steel sandwich composites,” *Journal of Materials and Technology*, vol. 13, pp. 417-430, 29 April 2021.
- [19] Z. Yang e F. Chen, “Mechanism of twist in incremental sheet forming of thermoplastic polymer,” *Materials and Design*, vol. 195, p. 108997, 24 July 2020.
- [20] M. Trautz e R. Herkrath, “The application of folded plate principles on spatial structures with regular, irregular and free-form geometries,” *Proceedings of the International Association for Shell and Spatial Structures (IASS)*, p. 13, 2009.
- [21] D. Bailly, M. Bambach, G. Hirt, T. Pofahl, R. Herkrath, H. Heyden e M. Trautz, “Manufacturing of Innovative Self-Supporting Sheet-Metal Structures Representing Freeform Surfaces,” *Procedia CIRP*, vol. 18, pp. 51-56, 2014.
- [22] D. Baerlecken, R. Gentry, M. Swarts e N. Wonoto, “Structural, Deployable Folds - Design and Simulation of Biological Inspired Folded Structures,” *International Journal of Architectural Computing*, vol. 12, pp. 243-262, 2014.
- [23] A. M. Bassan e G. R. S. Marcon, “Desenvolvimento de produto sustentável: Revestimento 3D,” em *3º Simpósio de Sustentabilidade e Contemporaneidade nas Ciências Sociais*, 2015.
- [24] Grupo DEXCO, “Cerâmica Portinari,” [Online]. Available: <https://www.ceramicaportinari.com.br/produtos/extreme-gr-mix-nat-60x60>. [Acesso em 04 outubro 2021].
- [25] R. Malhotra, A. Bhattacharya, A. Kumar, N. Reddy e J. Cao, “A new methodology for multi-pass single point incremental forming with mixed tool paths,” *CIRP Ann Manuf Technol*, vol. 60, n° 1, p. 23–326, 2011.
- [26] A. K. Behera, J. Verbert, B. Lauwers e J. R. Dufflou, “Tool path compensation strategies for single point incremental sheet forming using multivariate adaptive regression splines,” *Computer-Aided Design*, vol. 45, pp. 575-590, 2013.
- [27] A. Attanasio, E. Ceretti, C. Giardini e L. Mazzoni, “Asymmetric two points incremental forming: Improving surface quality and geometric accuracy by tool path optimization,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 97, n° 1, pp. 56-67, 2008.
- [28] C. Robert, A. Delamézière, P. D. Santo e J. Batoz, “Comparison between incremental deformation theory and flow rule to simulate sheet-metal forming processes,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, p. 1123–1131, Maio 2012.
- [29] L. Lamminen, “Incremental Sheet Forming with an Industrial Robot – Forming Limits and Their Effect on Component Design,” *Trans Tech Publications - TTP*, pp. 457-464, 2005.
- [30] H. Meier, C. Magnus e V. Smukala, “Impact of superimposed pressure on dieless incremental sheet metal forming with two moving tools,” *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, p. 4, 2011.
- [31] R. Sousa, J. Ferreira, J. Sa de Farias, J. Torrao, D. Afonso e M. Martins, “SPIF-A: on the development of a new concept of incremental forming machine,” *Structural Engineering and Mechanics*, vol. 49, n° 5, pp. 645-660, 2014.
- [32] D. Fritzen, “ESTUDO DOS PARÂMETROS DE CONFORMABILIDADE PARA O PROCESSO DE ESTAMPAGEM INCREMENTAL,” UFRGS, Porto Alegre, 2016.





## 40<sup>th</sup> SENAFOR

24<sup>th</sup> International Forging Conference

23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming

Conference / 7<sup>th</sup> BrDDRGG Congress

10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

Centro de Eventos do Hotel Continental - Porto Alegre/RS

October 13-15, 2021

# Stampability of High Strength Steel Sheets: Edge Crack Sensibility

Lucas Salomão Peres <sup>(1)</sup>

João Henrique Corrêa de Souza <sup>(2)</sup>

Gilmar Ferreira Batalha <sup>(3)</sup>

## ABSTRACT

The use of high strength steel by car makers will increase for the next thirty years and the problems with the process of edge crack sensibility will be more evident. To predict this problem and increase the accuracy of the finite element computational simulation, it was used the damage theory. Based on this theory and using a simple test (hole expansion test) based on ISO 16630 it was possible increase the accuracy. This methodology reduces from almost 60% of standard error to less than 2 %. This study contributes to understand the microstructure interference for multi-phase steel is important to explain the premature crack in flangeability process.

**Key words** — Finite elements, hole expansion, flangeability, multiphase steel, steel trimming, damage theory.

## 1. INTRODUCTION

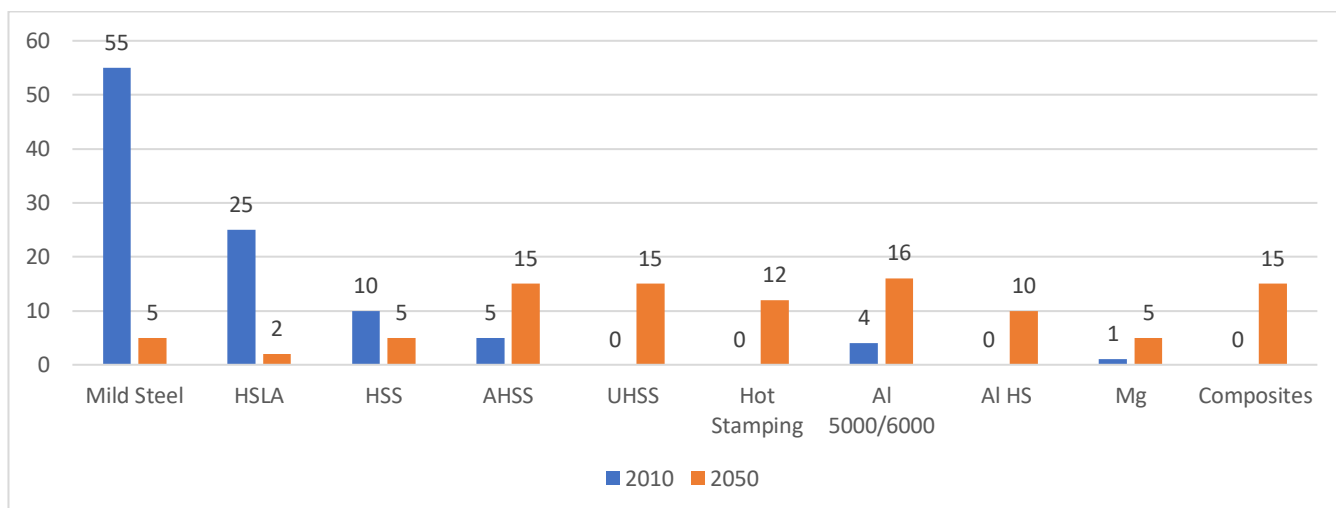
According to Keeler [1] the OEMs (Original Equipment Manufacturers) are working for reducing the atmospheric carbon emission, increasing the crash performance, and reducing costs, it is necessary reducing the car mass and increase the parts resistance. This is necessary rethink the car using new materials and exchange the parts forms.

It is possible to see in Figure 1 the change of the materials applications in cars from to 2010 to the prediction for 2050. The other important point to be aborded at this paper is about the forms, the car parts are being more complex, using all the capacity of the material formability. Because of this it is necessary to predict with more accuracy all steps in the stamping process, reducing costs with materials and using all their capacity.

<sup>(1)</sup> Doctoral Candidate; University of São Paulo, Polytechnic School, Brazil; lucassalomaoperes@gmail.com.

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Ing.; Federal University of Rio Grande, Brazil.

<sup>(3)</sup> Prof. Dr. Ing.; University of São Paulo, Polytechnic School, Brazil.



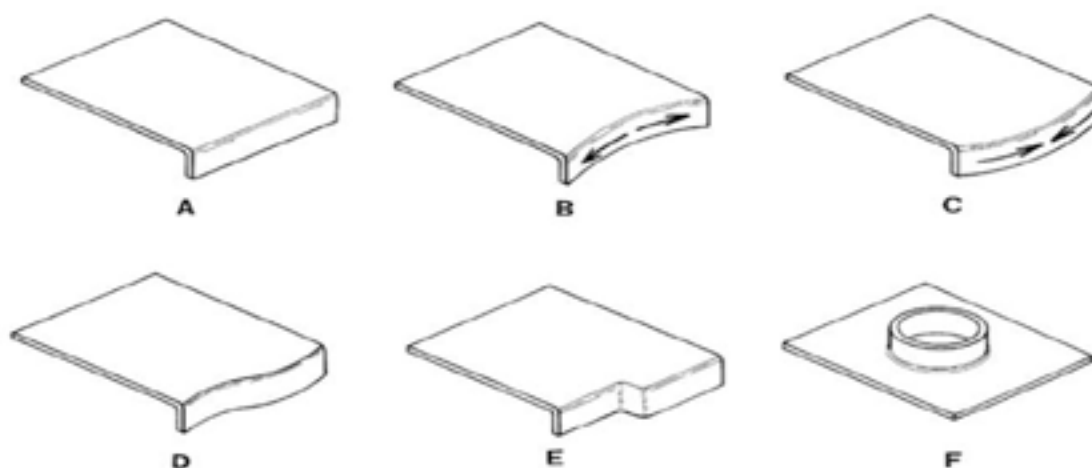
**Figure 1:** Materials application in cars (Adapted from KEELER et al., 2017)

## 2. LITERATURE REVIEW

In the literature review it is possible to observe the relation between the materials properties and examples applications of different materials in flange areas in parts stamping process.

### 2.1. Flangeability

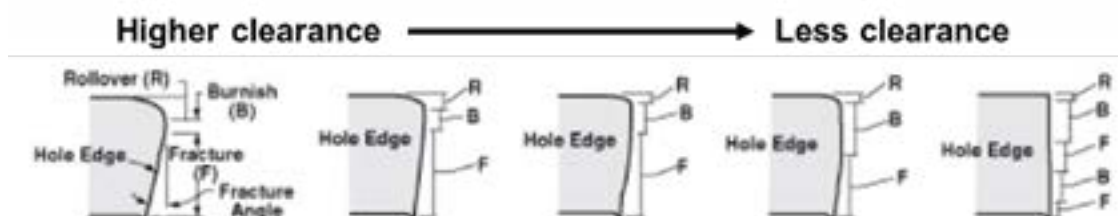
Flangeability is the capacity of the material to decrease or increase the edge perimeter during the draw process [2]. At the Figure 2 it is possible to see different modes of flanges. At "A" is the straight flange, at "B" it is possibly understand the capacity of increase the edge perimeter, at "C" is the decrease of edge perimeter. At "D" and "E" the process is more complex including two different flange modes in the same part. At "F" is the hole expansion mode with increase of edge perimeter that will be explained with more details in this paper.



**Figure 2:** Models of Flanges. (Adapted from Smith, 2010 apud Tepedino, 2014)

### 2.2. Trimming edge

ISO 16630 [3] that talks about hole expanding test specify the distance between the punch and the die. The main reason for this is the relation of the rollover, burnish, fracture angle and the burr [4]. It is possible to be observed at Figure 3. With less clearance the trimming area is more homogeneous with low rollover, alternance of furnish and fracture and less burr.

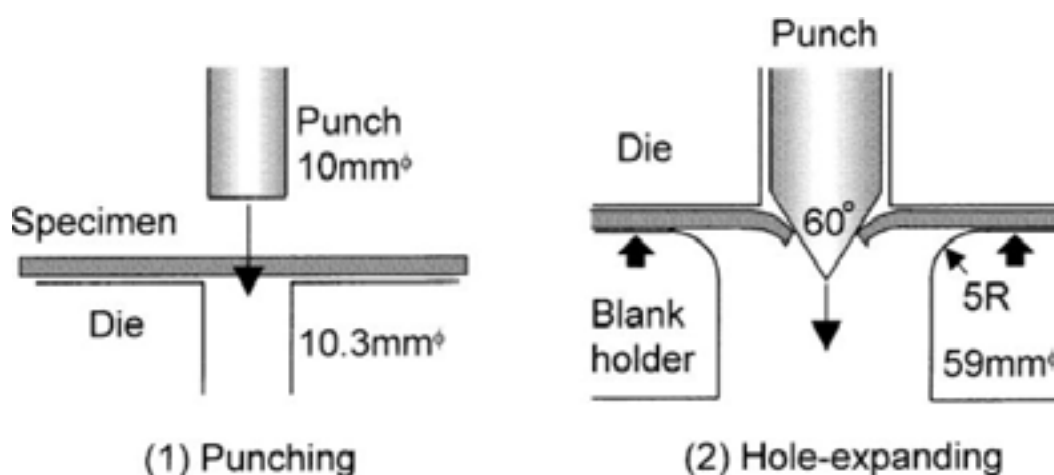


**Figure 3:** Trimming characteristics based on the distance between the punch and die. (Adapted from Ferreira; Tepedino; Wolff, 2013).

The trimming edge with bad quality could be the responsible to start the damage. The edge could contain micro cracks whose induce the start of crack.

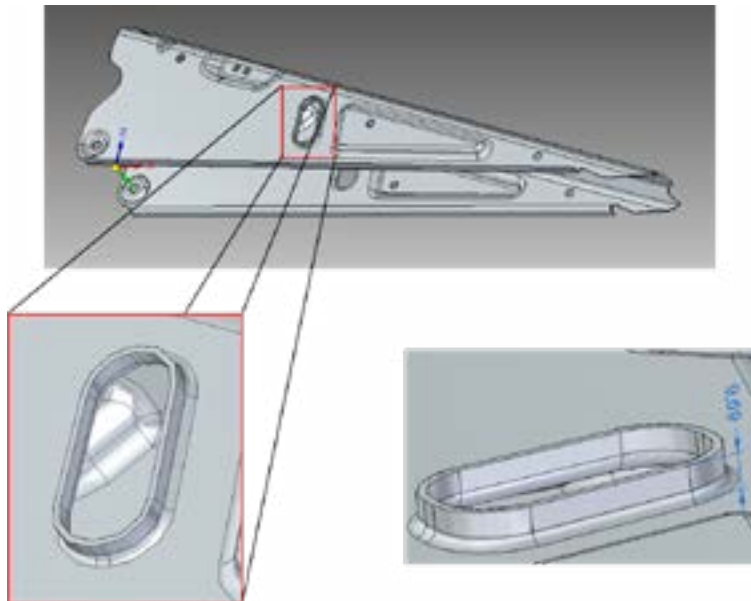
### 2.3. Hole Expansion

The hole expansion based on ISO 16630 is a methodology divided in two parts. The first uses a cylinder punch to be trimming the sample and after uses a conic one to expand the hole until start a visible crack in the edge [5]. The Figure 4 represent this process.

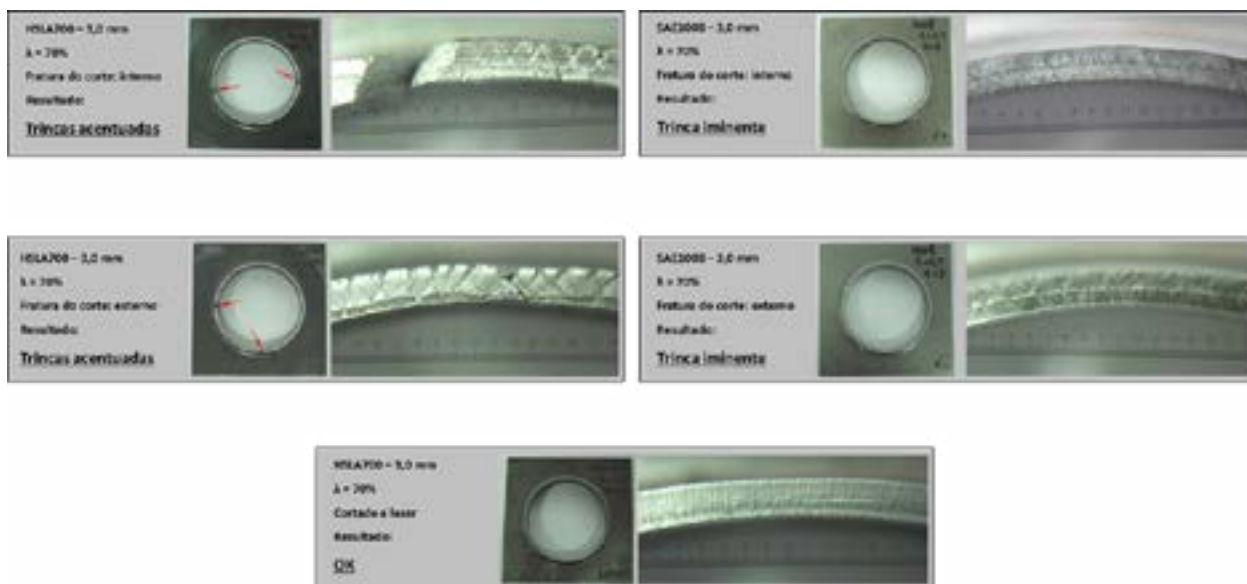


**Figure 4:** Trimming (1) and hole expansion (2) (Hasegawa et al., 2004).

There are different applications using this methodology to compare the flangeability of the materials. But there is no correlation from this standard to simulate real application. At Figure 5 it is possible to see an application in automotive part. The ubilong role was not drawing with HSLA 700 and it was made a lot of tests with different trimming process and materials to increase the flangeability of this part that can be seen at Figure 6. In this study from Sousa the trimming process was influencing the edge crack, and the punching trimming was exchanged for laser [7].



**Figure 5:** Sample of flange in automotive part (Souza, 2010)

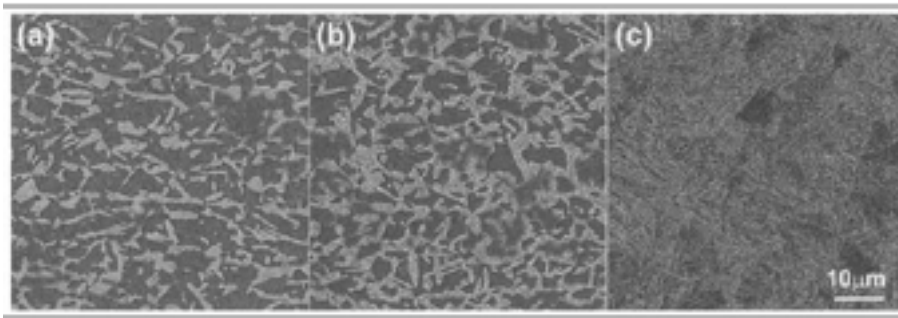


**Figure 6:** Sample of hole expansion exchange the material and trimming process. (Souza, 2010)

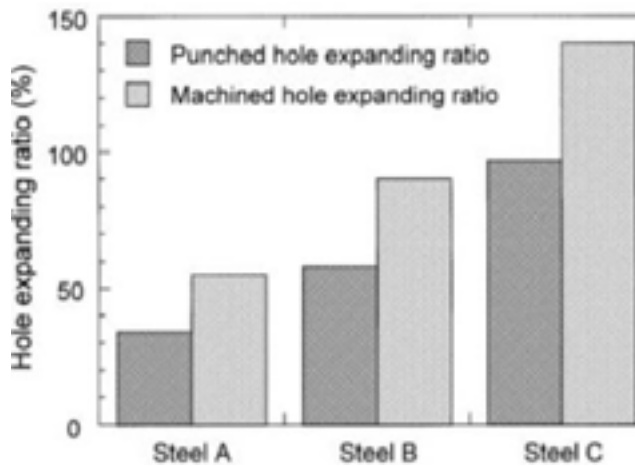
Another example is the paper of Kasegawa [5]. Using three different materials he compares the mechanical properties (Figure 7), microstructure (Figure 8) and the hole expansion for different trimming process (Figure 9).

Steel	YP (MPa)	TS (MPa)	Elongation (%)
A	638	1017	19
B	783	1028	15
C	995	1068	5

**Figure 7:** Mechanical properties of three different materials. (Hasegawa et al., 2004).



**Figure 8:** Microstructure of the materials. (Hasegawa et al., 2004).

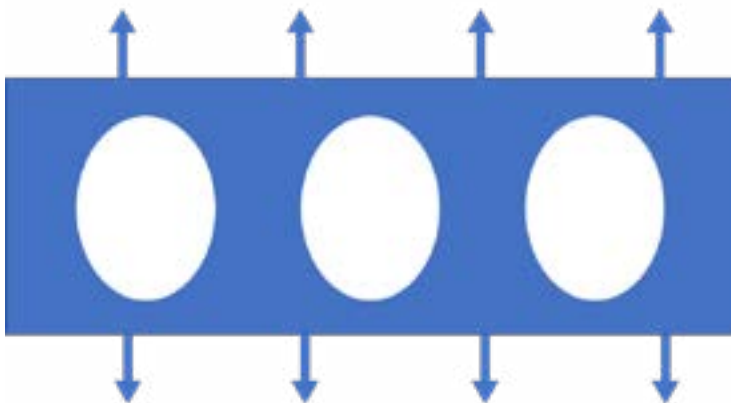


**Figure 9:** Hole expanding ratio using two different trimming process for the three materials. (Hasegawa et al., 2004).

Different from common sense the material with high elongation has the lower hole expansion. This is directly related to the microstructure, the material “a” have more heterogeneity in their microstructure and the material “c” have more homogeneity, because of this “c” have more hole expanding ration.

#### 2.4. Damage criteria

The concept of damage criteria is for material with ductile behavior that start a crack like brittle materials. This concept is based on the nucleation of voids in the material and the grow of this voids when submitted to a tensile [7]. This process is showed at Figure 10 based on voids grow with uniaxial tensile.



**Figure 10:** Voids grow with uniaxial tensile. (Adapted from Anderson, 2017).



The damage criteria were created by Cockcroft and Latham [8] based on studies of Crack Tip Opening Displacement. They determine the maximum tensile applied to the material is direct related to the crack densities and stiffens of the material, the equation is showed below:

$$D_l = \int_0^{\varepsilon_p^{-f}} f(\sigma) d\varepsilon_p$$

Oh, Chen and Kobayashi [9] modify this equation adding a constant from the material, to adapting this equation to different applications producing the Cockcroft-Latham modify equation below:

$$D_l = \frac{1}{C_{val}} \int_0^{\varepsilon_p^{-f}} f(\sigma) d\varepsilon_p$$

### 3.OBJECTIVE

Create a methodology based on hole expansion (ISO 16630), using the damage theory to determine the critic constant value ( $C_{val}$ ) to avoid premature crack during the stamping process when compared to the finite element simulation of DP980, increasing the simulation accuracy.

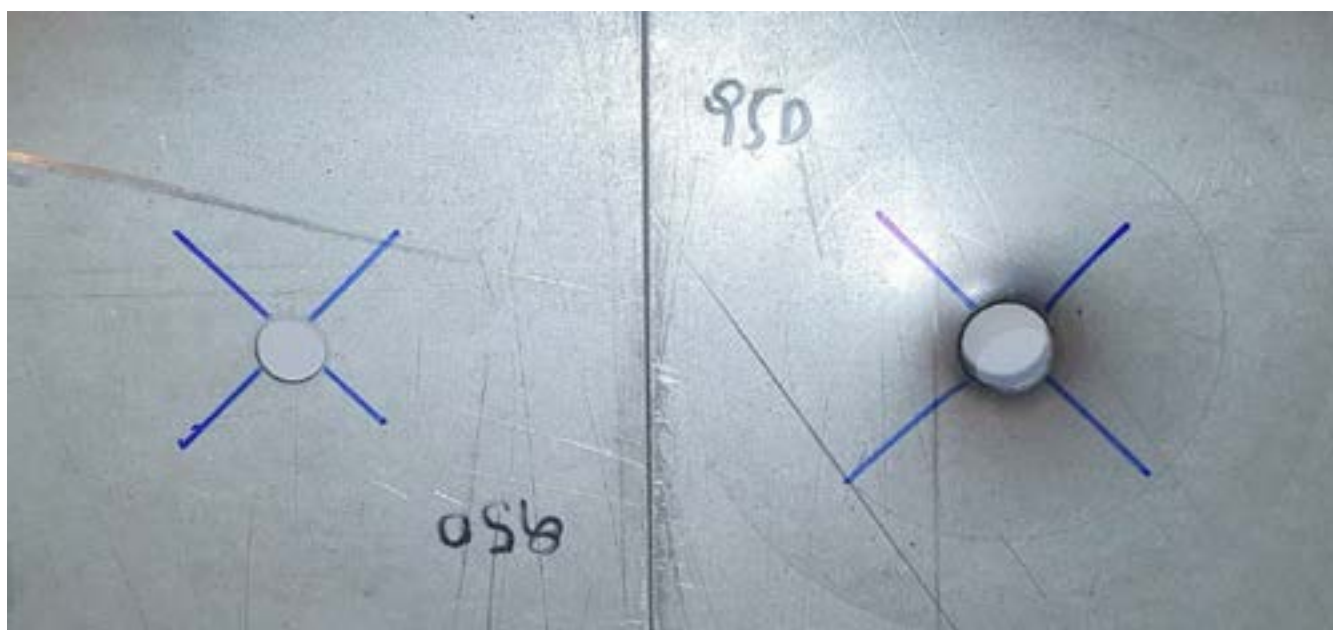
### 4.RESULTS

First the material was characterized in three directions 0°, 45° and 90° based on the lamination direction (Table 1).

**Table 1:** Mechanical properties in three directions

Characteristic	Unit	DP 980			
		0°	45°	90°	average
E	Gpa	210	210	210	210
YS	MPa	671	660	662	664
TS	MPa	1021	1030	1053	1035
EI80	%	15.1	14.2	13.0	14.1
Al_U	%	9.0	8.7	8.0	8.6
r	-	0.69	0.89	1.01	0.86
n	-	0.097	0.101	0.097	0.098

After the mechanical characterization it was prepared samples to hole expansion test and started the test (Figure 11). The machine used was the ZwickRoell Model BUP 600. It was making 7 tests to achieve the standard deviation and the standard error (Table 2).



**Figure 11:** Material prepared to hole expansion and after the test.

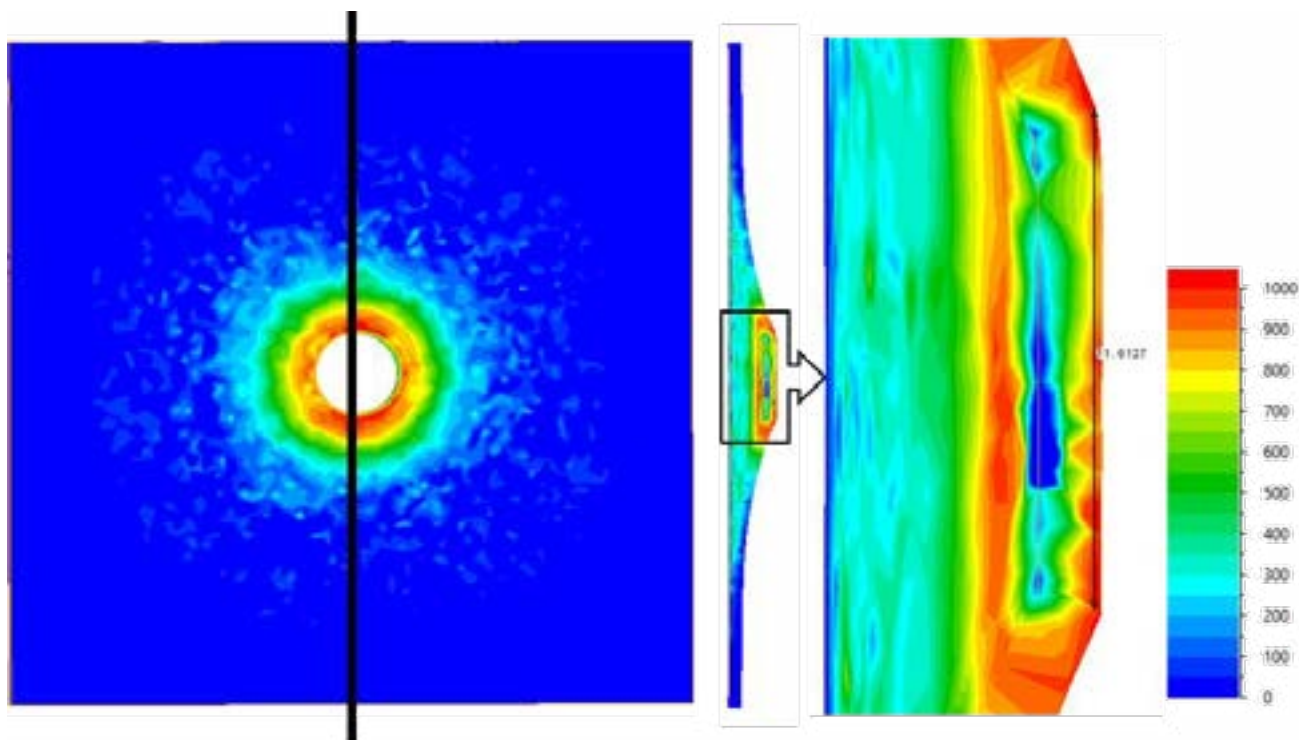
**Table 2: Mechanical tests of hole expansion**

Hole expansion				
Sample	$D_0$ mm	$D_h$ mm	$\lambda$ %	$F_{max}$ kN
1	10.02	11.51	14.87%	23.85
2	10.02	11.66	16.37%	23.73
3	10.01	11.57	15.58%	23.96
4	10.03	11.57	15.35%	23.90
5	10.02	11.54	15.17%	23.97
6	10.05	11.68	16.22%	23.66
7	10.05	11.82	17.61%	23.81
Average	10.03	11.62	15.88%	23.84
Standard dev.			0.009345	
Standard Error			5.88%	

The test was replied in the software QForm® student license, based on the method presented by Stebunova [10] to using the damage test to predict fracture. It was created a new method using numeric calculus to do iterations, after each finite element analyses to reduce the standard error to 1.37%.

**Table 3: Simulation tests of hole expansion with  $C_{val}$  variation.**

Iteration	$C_{val}$	mm	$\lambda$	exp/software	Standard Error
1	1.00	12.53	25.30%	159.30%	59.30%
2	1.50	11.84	18.40%	115.85%	15.85%
3	2.00	10.93	9.30%	58.56%	-41.44%
4	1.75	11.61	16.10%	101.37%	1.37%



**Figure 12: Tensile applied in the moment of the rupture during the simulation (QForm image).**

## 5. CONCLUSION

In the present study it was used the hole expansion method to calibrate the premature scrap from the mechanical's tests comparing with finite elements to determine the equation to use in complex drawing.

It is possible compare this method reduces the standard error from 60% to below then 2%. But it is visible the relation of the computational simulation with the mechanical practical testes using the adjusts in the damage theory. For this is necessary a factor correlation based on the material.

Observe that multiphase steels do not directly follow the damage theory, because it is possible observe that the crack starts prematurely. The phases heterogeneity increases the void nucleation, and it is responsible for the premature rupture.

Using this methodology, it is possible avoid premature crack based on the flangeability of multiphase steels and it is not necessary to know the microstructure of the material, avoiding potential misunderstand and reducing the experience necessary to simulate the material.

## 6. NEXT STEPS

For the next steps, it is important evaluate the microstructure of the material before and after the hole expansion test. Understand the relation between the voids, the damage theory and the flangeability of the material. Verify if it is possible to apply the same methodology to more complex parts.

## References

- [1] KEELER, S. et al. **Advanced High-Strength Steels Application Guidelines**, Version 6, WordAutoSteel, 2017, Brussels, Belgium. 116 p.
- [2] 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.
- [3] **ISO 16630**, Metallic materials – Sheet and strip – Hole expanding test, 2<sup>o</sup> edition, 2017, Geneva, Switzerland
- [4] 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 – **SAE Internacional Congress**, 2013.
- [5] HASEGAWA, K.; KAWAMURA, K.; URABE, T. and HOSOYA, Y. Effects of Microstructure on Stretch-flange-formability of 980 MPa Grade Cold-rolled Ultra High Strength Steel Sheets. **ISIJ International**, Vol. 44 (2004), No. 3, pp. 603–609.
- [6] SOUZA J. H. C., 2010, joah\_cs@hotmail.com, personal archive.
- [7] ANDERSON, T. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**, 4. Ed. Boca Raton: CRC Press, 2017.
- [8] COCKCROFT M.G., LATHAM D.J. Ductility and the workability of metals, **Journal Inst. Met.** 1968, Vol. 96, p. 33-39.
- [9] OH, S.I., CHEN, C.C. KOBAYASHI, S. Ductile fracture in axisymmetric extrusion and drawing – part 2 workability in extrusion and drawing. **Journal of Engineering for Industry**.1979, Vol 101(1), p. 36-44.
- [10] STEBUNOVA, S.; VLASOV A.; BIBA, N. Prediction of the fracture in cold forging with modified CockcroftLatham criterion. **Procedia Manufacturing**, 2018, Toyohashi, Japan



**40<sup>th</sup> SENAFOR**

24<sup>th</sup> International Forging Conference

23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming

Conference / 7<sup>th</sup> BrDDRG Congress

10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

Centro de Eventos do Hotel Continental - Porto Alegre/RS

October 13-15, 2021

## **ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA GEOMETRIA DO *DRAW BEAD* NA CONFORMABILIDADE DO AÇO *DUAL PHASE DP 780***

Alex Raimundo de Oliveira  
Raul Farias Batista  
Ronaldo de Souza Silveira Junior  
Sérgio Fernando Lajarin  
Claudimir José Rebeyca  
Ravilson Antônio Chemin Filho  
Paulo Victor Prestes Marcondes

### **RESUMO**

As indústrias, em especial a automobilística, no que diz respeito a estamparia, acabam utilizando um único maquinário para fabricação de diversos modelos de peças. Em função disso, o tempo necessário para o tryout de ferramentas de estampagem para o início de um novo ciclo de produção é frequentemente necessário, o que envolve a escolha de um material com melhor conformabilidade, ajustes no design de punções, matrizes e nos componentes que compõe o ferramental, a fim de se atingir o grau de satisfação esperado para o produto. Desta forma, o desenvolvimento de ensaios em laboratório, que permitam às indústrias conhecerem melhor a estampabilidade dos materiais utilizados e a real influência de parâmetros do ferramental, tornam-se fundamentais para intervenções mais assertivas durante a sua preparação para produção e para o desenvolvimento de modelos computacionais mais precisos para a simulação dos processos de estampagem, o que implica em ganhos significativos de qualidade, tempo e custos de produção. Diante deste cenário, o projeto de pesquisa em questão tem como objetivo principal a avaliação da influência da geometria do *drawbead* e da carga do prensa-chapas na estampabilidade do aço AHSS DP780. Para isso foi desenvolvido, para uma ferramenta de ensaios Nakazima, um sistema de *drawbeads* intercambiáveis, para a qual foram utilizadas quatro geometrias: Plana (sem saliência do dente), Circular, Triangular e Quadrado. As forças do prensa-chapas utilizadas foram de 569, 785 e 1157 KN. A partir dessas variáveis de ensaios, foram levantadas as curvas limites de conformação do aço DP780 através do ensaio de estampagem Nakazima para todas as geometrias e forças de prensa-chapas especificadas e comparadas entre si. Através dessa análise comparativa entre as curvas, foi possível observar em que configuração de *drawbead* e carga do prensa-chapas se obteve o melhor desempenho na estampagem do aço DP780. Além disso, os resultados mostraram de forma mais evidente os ganhos em conformabilidade e os reais efeitos dessas variáveis sobre o processo de estampagem do aço em questão.

**Palavras-chave:** Estampabilidade. Curva CLC. Ensaio Nakazima. *Draw Bead*.



## 1. INTRODUÇÃO

A indústria automotiva em busca de maior desempenho, segurança, diminuição da emissão de gases poluentes e uma evolução na geometria dos automóveis com linhas mais curvilíneas, associados com a diminuição do consumo de combustíveis, com custo reduzido de produção e com um aumento da demanda e concorrência por modelos mais atrativos. Para obter esses componentes que constituem o projeto da carroceria de diversas montadoras de automóveis, tem esses produzidos pelo processo de conformação mecânica em especial a estampagem.

Com as necessidades da indústria automobilística de produzir produtos com um custo-benefício cada vez melhor à indústria siderúrgica fornecedora de matéria prima para a produção dos componentes estampados tem a constante missão de sempre estar em busca de ligas metálicas cada vez mais eficiente.

Com o surgimento de ligas metálicas cada vez mais resistentes e com o compromisso de diminuir a massa dos veículos o avanço tecnológico para obtenção de novas ligas de aços é de grande importância neste setor. Para atender essa demanda, uma nova classe de aços, nomeados de nova família dos aços avançados de alta resistência foi desenvolvido em especial o AHSS (Advanced High Strength Steels). Com o avanço na obtenção de novas ligas metálicas as suas características mecânicas sofrem algumas alterações como aumento do nível da resistência mecânica e conseqüentemente a redução de seu alongamento total, ou seja, de sua estampabilidade.

Para maximizar o processo com custo de produção aceitável, uma compreensão da conformabilidade das chapas metálicas é de extrema importância para a produção de estampados de qualidade. No projeto de ferramentas é importante determinar o nível de conformabilidade do material requerido para cada peça a ser estampada, pois materiais iguais podem melhorar ou piorar a sua conformabilidade dependendo dos parâmetros de processo usados.

A conformabilidade dos materiais é um parâmetro de produção difícil de ser mensurada, uma vez que não existe um único parâmetro que permite sua avaliação para um material específico, de forma que estas condições sejam asseguradas para as diversas condições de produção e diferentes estampos que utilizam a mesma matéria-prima. Durante o tryout (testes) de ferramentas de estampagem, mudanças e ou ajustes nos componentes que compõem são frequentemente necessárias, desde ajustes no “design” (projeto) de matrizes, punções, prensa chapas, *drawbead* (antirrugas), troca de lubrificantes e até a escolha de um novo material com melhor estampabilidade, a fim de se obter o produto esperado.

Todas essas ações corretivas, elevam consideravelmente os custos de produção, o que mostra a necessidade de uma melhor avaliação das chapas metálicas e juntamente com os parâmetros de produção a serem utilizados. Todas essas têm o objetivo de diminuir os custos causados pela falta de conhecimento das condições reais de deformação dos aços usados na produção em especial da linha automotiva.

O presente trabalho tem o objetivo de estudar a influência dos componentes que constituem a ferramenta de estampagem em especial o *drawbead*, que tem a função de diminuir o fluxo do material para o interior da matriz em áreas críticas da estampagem. Permitindo as indústrias conhecer melhor os parâmetros de processo e entender a estampabilidade das chapas utilizadas que, em parte, pode garantir que as peças produzidas serão estampadas sem maiores restrições.

### 1.1. CURVAS CLC

A curva limite de conformação foi desenvolvida pelos autores clássicos da área de conformação mecânica, como Keeler (1965), Goodwin (1968) e Woodthorpe et al (1969). É usada por diversos pesquisadores nos tempos atuais, como Schmid et. al. (2019<sup>a</sup>) usou o ensaio na Nakazima para obter a curva limite de conformação em seus estudos sobre o

comportamento de falhas no processo de conformação mecânica em destaque o embutimento de chapas metálicas de aço e alumínio de diferentes ligas. Norz e Volk (2019) utilizou o ensaio Nakazima tradicional e um modelo desenvolvido por Jocham et al. (2017) e realizou destes comparativos com as curvas limites de conformação de ambos os testes e constatou que as duas curvas de limite de conformação mostram quase nenhuma diferença no nível de tensão. Apenas os caminhos da tensão uniaxial e biaxial diferem.

O método Nakazima para obter a curva limite de conformação de diferentes tipos de metais se mostrou eficaz o seu uso por diversos pesquisadores em trabalhos publicados e a curva limite de conformação é uma ferramenta de investigação para entender o comportamento das diversas ligas de materiais ferrosos e ou não ferrosos no processo de conformação mecânica, seja na área acadêmica ou na indústria, principalmente a automobilística.

## 1.2. AÇOS AHSS

Uma importante evolução tecnológica da indústria automotiva no segmento de carrocerias, se concentra no surgimento dos aços avançados de última geração (AHSS), no final dos anos 90 (Keeler e Menachem 2014) , permitindo a estampagem de chapas mais finas de forma eficiente, impactando na redução de massa do veículo e melhora da segurança também, Andrade et. al. (2002). O desenvolvimento de novas ligas, a partir do grupo Ultra Light Steel Auto Body – ULSAB, deu segmento a inúmeros trabalhos de pesquisa envolvendo os novos materiais criados para a indústria automotiva, onde podem ser citados autores como Abeyrathna et. al. (2015), Haase et. al. (2017), Ke et. al. (2018<sup>a</sup>), Schmid et. al. (2019<sup>a</sup>) e Barlo et. al. (2019), cujo trabalho foi desenvolvido na Volvo Cars Body Components. Cabe destacar que avaliação da estampabilidade desses novos materiais, e o conhecimento mais sofisticado quanto ao seu comportamento, tem grande impacto na melhoria do processo de manufatura e no aperfeiçoamento de modelos para simulação numérica computacional.

## 1.3. PARÂMETROS DA FERRAMENTA

Diversos parâmetros podem influenciar na qualidade das peças produzidas pelo processo de conformação mecânica e é de conhecimento da indústria metal mecânica como um todo e principalmente da automobilística que o design da ferramenta de estampagem, conhecida como matriz tem influência diretamente no processo de fabricação.

Uma completa avaliação da eficiência de uma chapa metálica para estampagem, porém, deve considerar estudos sobre a influência que as variáveis do ferramental têm na sua conformação, como analisado por Chemin et. al. (2013). Nesse trabalho o efeito da força do prensa-chapas (FPC) foi avaliado na estampagem do DP600, apontando significativo incremento no limite de conformabilidade do material em função de uma escolha mais assertiva da FPC. Tal resultado mostra que um melhor conhecimento acerca das variáveis do ferramental, aponta para um real benefício para execução de projetos de forma mais sofisticada, ganhando tempo, aumentando a sua precisão e, conseqüentemente, a eficiência quanto ao processamento da matéria-prima utilizada.

De acordo Wang et.al. (2017) desenvolveu um método de simulação de elementos finitos e realizou testes experimentais para validação dele. Constatou que o design da ferramenta tem influência no formato final da peça.

De acordo com Haase et. al. (2017) o *drawbead* tem influência considerável na quantidade de deformação sofrida pela peça, ele restringe o movimento da chapa, o que, somado à carga imposta pelas ferramentas de estampagem, pode causar o estiramento, levando a reduções da espessura na chapa metálica quando se compara o mesmo produto estampado sem a utilização de *drawbead*.

## 2.METODOLOGIA

### 2.1. PROPRIEDADES MECÂNICAS E PARÂMETROS DE CONFORMABILIDADE

O material utilizado no presente trabalho é o *Dual Phase Dp 780*, com espessura de 1,5 mm. Foi fornecido pela siderúrgica ArcelorMittal, que também disponibilizou as propriedades mecânicas, conforme Tab. 1.

Tabela 1 - Propriedades mecânicas dos materiais (ArcelorMittal, 2021).

DP 780 STEEL					
Propriedades	Unidades	0°	45°	90°	Valor Médio
LE	MPa	530	526	549	535
LR	Mpa	793	783	802	793
At	%	20,8	21,7	18,1	20,2
Au	%	13,7	14,5	12,5	13,6
R	-	0,68	1,06	0,95	0,897
n	-	0,144	0,153	0,138	0,145

### 2.2. ENSAIO DE ESTAMPAGEM NAKAZIMA

#### 2.2.1. Seleção do material e preparação das amostras

Para o levantamento da CLC (Curva Limite de Conformação), foi realizado o ensaio Nakazima. Onde prevê originalmente um total de dezoito corpos de prova, todos com 200mm de comprimento, porém, com a largura variando de 40mm e 200mm. Para o presente trabalho, foram utilizados conjuntos contendo oito corpos de prova, todos com 200 mm de comprimento e larguras de 70, 80, 90, 100, 125, 150, 175 e 200 mm. Esta quantidade de corpos de prova, por conjunto foi considerada suficiente para o propósito esperado.

Os ensaios foram repetidos três vezes para cada para cada situação de trabalho, que são quatro, referente as geometrias de *drawbeads* (Plano, Circular, triangular e Quadrado) e as três FPC 58, 80 e 118 tf (tonelada força), totalizando 36 conjuntos e um total de 288 amostras.

Após o corte do material e limpeza, foram realizadas a impressão da malha de círculos, com diâmetro de 5 mm (milímetros), pelo método *silk screen*. Esta etapa constitui a preparação da tinta, com uma mistura composta de 90% de tinta epóxi e 10 % de ácido nítrico. A malha impressa na superfície da chapa é necessária para a medição das deformações sofridas pelo material após a estampagem, para o levantamento da CLC.

Desta forma, com esta configuração de amostras retangulares, espera-se avaliar o limite máximo de conformação do material em estudo, o aço *Dual Phase DP780* e a localização da ruptura apresentada, após os ensaios, para cada largura de corpos de prova, de acordo com as diferentes geometrias de *drawbead* (freio, anti-rugas ou cordão esticador) e FPC (Forças do Prensa-Chapas) utilizadas nos ensaios.

#### 2.2.2. Ensaios de estampagem para avaliação da influência do *DrawBead* e da carga do prensa-chapas

As geometrias de *drawbead*, P (Plano “superfície lisa”), C (Circular), T (Triangular) e Q (Quadrado), conforme Fig. 1, mostra as geometrias e as dimensões dos *drawbeads* utilizados para realização dos testes e a Fig.2 mostra o desenho do conjunto da ferramenta de ensaio

Nakazima, que é composta pela matriz, punção e prensa-chapas. É utilizada para realização dos ensaios para o levantamento da CLC, ela é acoplada a uma prensa hidráulica, controlada por um software, onde é possível regular a força do prensa-chapas e a velocidade do punção. A configuração desta ferramenta, também permite, alterar as geometrias dos *drawbeads*, de acordo com os ensaios que estão sendo realizados.

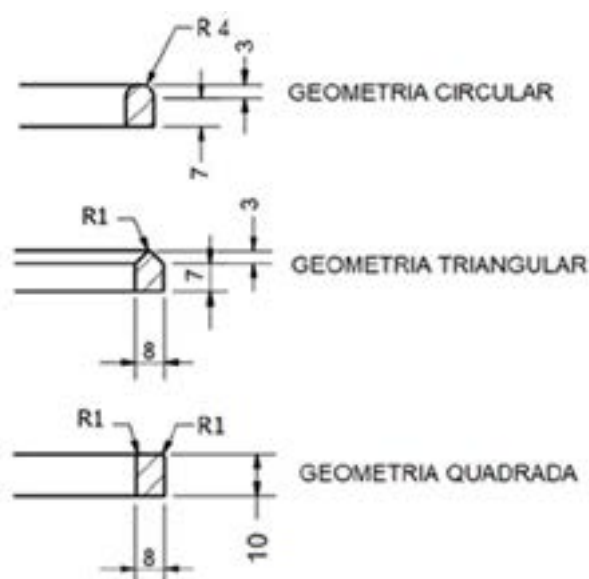


Figura 1: Detalhes das dimensões das geometrias dos *drawbead*. (Autor, 2021).

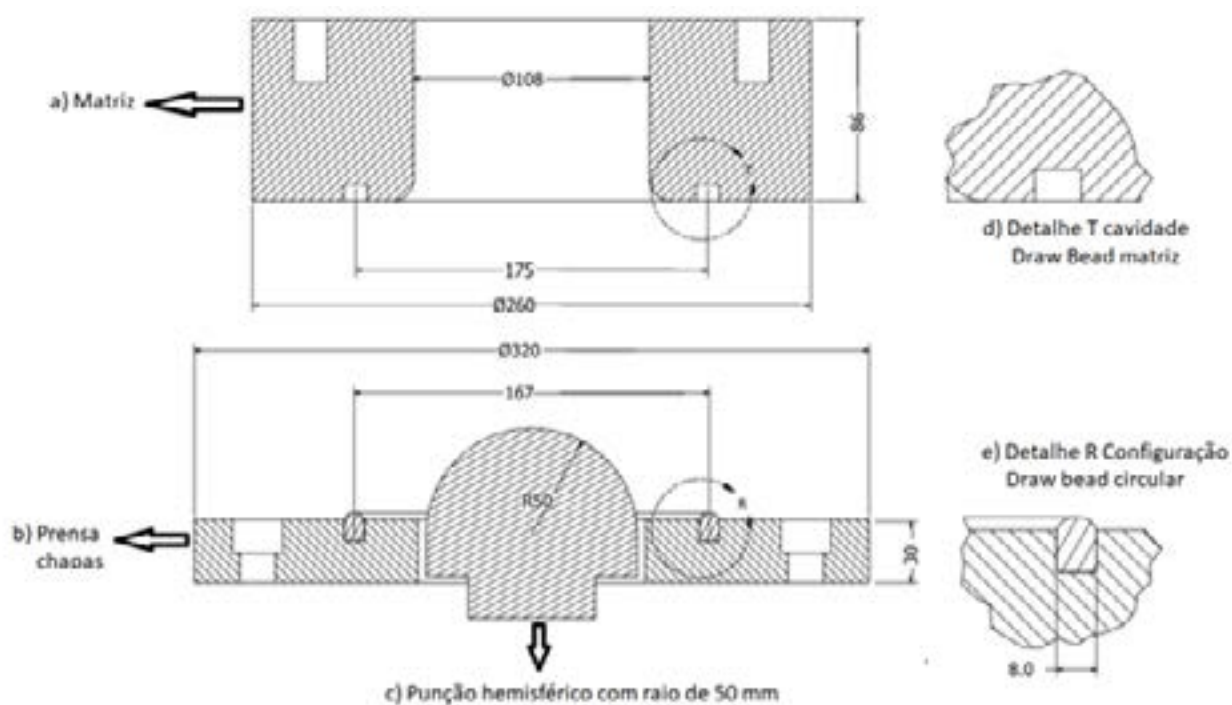


Figura 2: Ferramenta de ensaio Nakazima. (Autor, 2021).

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 3.1. CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO

##### 3.2.1. Curvas limite de conformação para as diferentes geometrias de drawbeads

A partir da medição das deformações dos corpos de prova cuja deformação se concentrou na região do raio do punção, foram obtidas as curvas limite de conformação para cada geometria de *drawbead*, para as três forças de prensa-chapas pré-definidas, totalizando 12 curvas CLC's.

Dessa forma realizou-se um primeiro agrupamento das curvas, para análise comparativa dos resultados de estampabilidade. Nessa primeira análise, foi gerado um gráfico para cada geometria de *drawbead*, onde foram alocadas as curvas para as forças de prensa-chapas de 569, 785 e 1157 KN geradas para as respectivas geometrias, como mostra a Fig.3.

Seguindo essa organização, a Fig.3 (a) mostra as CLC's para o *drawbead* plano, com as forças de 569, 785 e 1157 KN. A Fig.3 (b) mostras as CLC's para o *drawbead* circular, para as mesmas cargas de prensa-chapas, enquanto as Fig.3 (c) e (d) apresentam as CLC's para as geometrias de *drawbead* triangular e quadrado respectivamente, também para as forças de prensa-chapas de 569, 785 e 1157 KN.

Desta forma é possível analisar a influência que a força do prensa-chapas exerce na conformabilidade do aço DP780, para cada geometria de *drawbead* utilizada nos testes de estampagem.

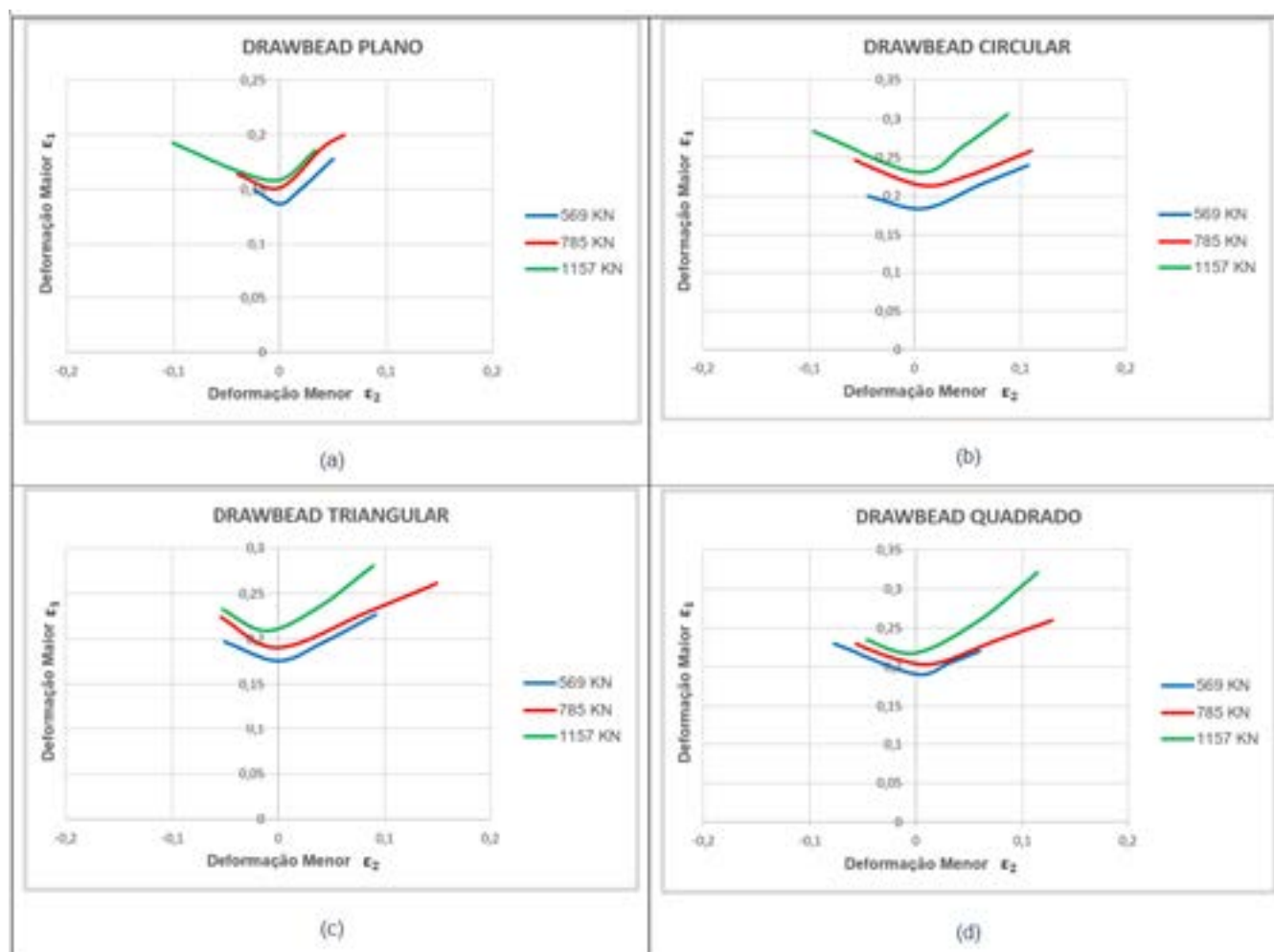


Figura 3: Influência da força do prensa-chapas na conformabilidade do aço dp780, para o *drawbead* de geometria plana (a), circular (b), triangular (c) e quadrado (d) (Autor, 2021).



De acordo com a Fig. 3, nota-se que todas as geometrias apresentaram menor conformabilidade para a força de prensa-chapas de 569 KN e maior conformabilidade quando utilizada a carga de 1157 KN, seguindo os mesmos resultados obtidos por CHEMIN et al. (2013), para o aço DP600, estampado sem *drawbead*.

Esses resultados atestam o que CHEMIN et. al. (2013) observou em seu trabalho onde, para cargas de prensa-chapas muito baixas, inferiores a um certo valor crítico, o escoamento da chapa metálica se torna muito acentuado, de maneira que a porção da amostra encruada na região do flange e do ombro da matriz avança demasiadamente para dentro da região de estampagem da chapa, comprometendo o limite de conformabilidade do aço. A consequência disso se retrata numa curva CLC mais baixa, como ocorreu para a carga de 569 KN, independentemente da geometria de *drawbead* utilizado no teste.

As curvas CLC's representadas na Fig.3 (a), mostram que a FPC tem influência na estampabilidade do aço DP780. Os ensaios comprovam que, quanto menor a FPC utilizada, há uma tendência de o material escorregar para o interior da matriz, diminuindo o seu limite de estampabilidade. Por este motivo, um aumento da FPC, de 569 KN para 785 KN e posteriormente para 1157 KN, resultou numa melhora considerável da estampabilidade do material, elevando a deformação maior no estado plano de deformações de 0,14, para FPC de 569 KN, para 0,17 com a FPC de 1157 KN.

A Fig. 3(b), apresenta os resultados dos ensaios realizados com o *drawbead* circular, repetindo as FPC's de 569, 785 e 1157 KN. Nesta condição, repetiram-se os resultados, ou seja, quanto maior a FPC, maior o limite de estampabilidade do material. Neste caso, porém, em comparação aos resultados dos testes com o *drawbead* plano, foi possível verificar um maior limite de estampabilidade em todas as FPC's, cujos valores no estado plano de deformações ficaram entre 0,18 e 0,23, para as forças de 569 e 1157 KN respectivamente. Com base nesses resultados, pode-se dizer que a interferência do *drawbead* circular no fluxo do material durante a estampagem, foi benéfica para o aço DP780, elevando seu limite de estampabilidade máxima em mais de 40%.

A Fig. 3 (c), apresenta as CLC's obtidas com o *drawbead* triangular. Para esta geometria, o limite de estampabilidade do material foi superior ao limite de estampabilidade atingido com o *drawbead* plano. Os valores da deformação maior no estado plano de deformações ficaram entre 0,18 a 0,21, para as forças de 569 e 1157 KN respectivamente, ligeiramente inferiores aos valores obtidos com o *drawbead* circular em aproximadamente 8%.

As CLC's obtidas com o *drawbead* quadrado, Fig. 3 (d), segue a mesma tendência, ou seja, quanto maior a FPC, maior o limite de estampabilidade do material. Na região de deformação plana, a CLC apresentou valores os seguintes valores para a deformação maior: 0,19; 0,2 e 0,22, para as forças de prensa-chapas de 569, 785 e 1157 KN, respectivamente. Nessa condição, o limite máximo de estampabilidade com *drawbead* quadrado foi aproximadamente 4% inferior ao limite atingido com o *drawbead* circular e aproximadamente 4% superior ao limite de estampabilidade com o *drawbead* triangular.

Desta forma, conclui-se esta primeira análise, que aponta o melhor desempenho em conformabilidade do aço DP780, quando estampado com o *drawbead* de geometria circular e força de prensa-chapas de 1157 KN. Cabe, porém, salientar que todas as geometrias de *drawbead* (circular, triangular e quadrada), elevaram o limite de estampabilidade do aço DP 780, demonstrando o real benefício do uso deste componente para a conformabilidade de chapas metálicas.

### 3.2.2. Curva limite de conformação para as diferentes forças no prensa-chapas

Outro método de análise dos resultados das curvas limite de conformação, deu-se pela comparação das curvas geradas para cada carga de prensa-chapas individualmente. Neste caso, foram agrupadas num mesmo gráfico as curvas de cada geometria de *drawbead* utilizado, para uma mesma força de prensa-chapas, como mostra a Fig. 4.

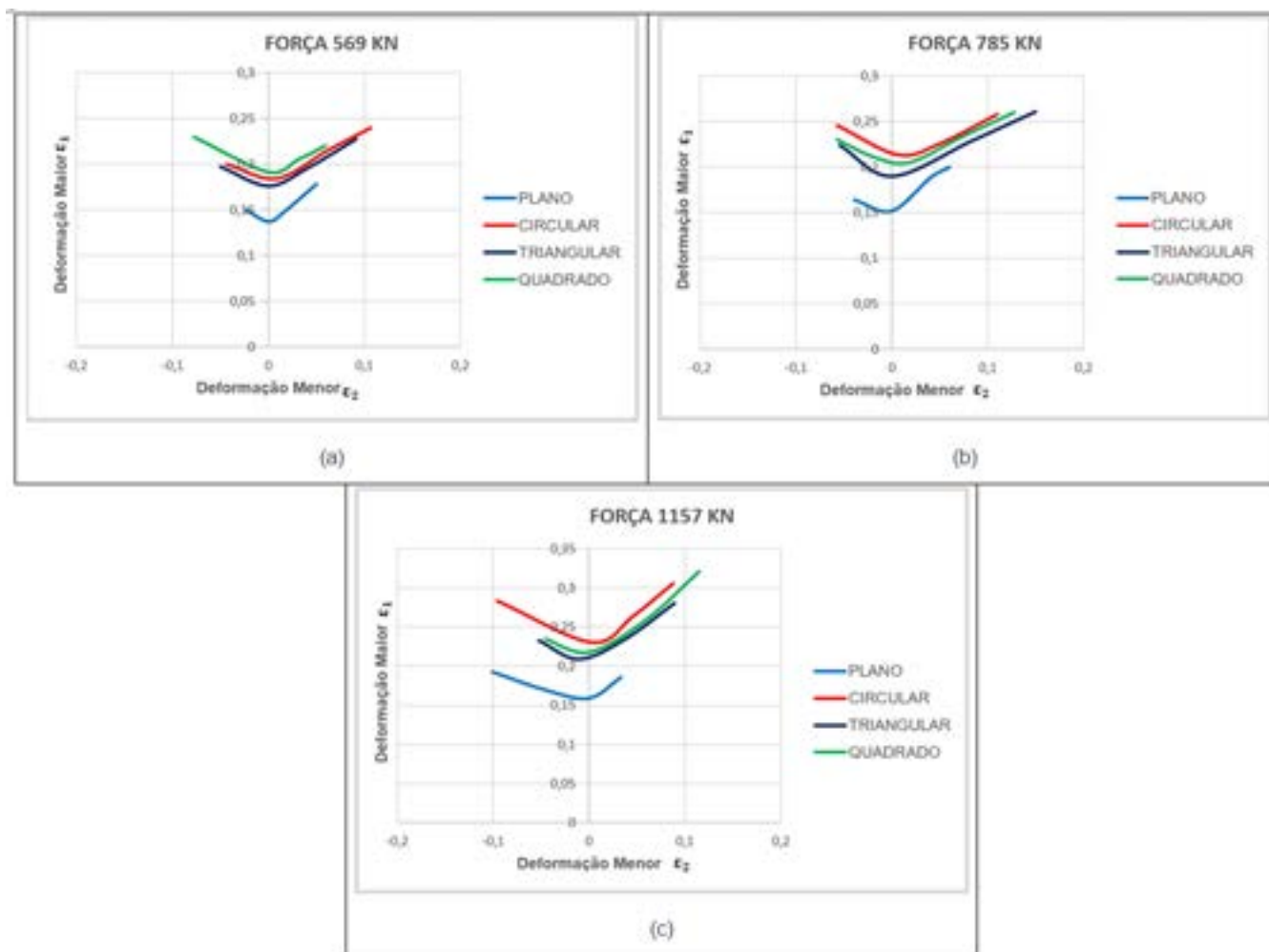


Figura 4: Influência da geometria do *drawbead* na estampagem com as forças de prensa-chapas de 569 KN (a), 785 KN (b) e 1157 KN (c) (Autor, 2021).

Numa análise geral dos gráficos da Fig. 4, observa-se que o *drawbead* plano apresentou o pior limite de conformabilidade para as três forças de prensa-chapas, 569, 785 e 1157 KN, com a CLC bastante abaixo das curvas obtidas para as demais geometrias de *drawbead*. Observa-se também que o *drawbead* triangular apresentou limite de conformabilidade sempre inferior às geometrias circular e quadrada, porém, não muito distante das mesmas.

Nota-se ainda que o *drawbead* circular apresentou maior limite de conformabilidade para as cargas de 785 e 1157 KN, ao passo que, para a força de prensa-chapas de 569 KN, o maior limite de conformabilidade foi atingido pelo *drawbead* quadrado.

Diante desses resultados, fica novamente evidente o efeito prejudicial da baixa restrição ao escoamento do material na região do flange, para a sua conformabilidade, uma vez que a geometria plana, que menos restringe o fluxo da chapa durante a estampagem, produziu curvas CLC mais baixas. Desta forma, a função restritiva ao escoamento da chapa, decorrente do uso do *drawbead*, melhora substancialmente o limite de conformabilidade do aço em aproximadamente 26, 31 e 30 %, para as forças de prensa-chapas de 569, 785 e 1157 KN, respectivamente.

Na Fig. 4 (a), para a força de prensa-chapas de 569 KN, a geometria de *drawbead* com a melhor estampabilidade foi a quadrada, seguida da circular e triangular, com valores muito próximos para a deformação maior: 0,19; 0,18 e 0,17 respectivamente, na deformação plana. A geometria plana, com deformação maior de aproximadamente 0,14 no estado plano de deformações, ficou bem abaixo das demais, em função escoamento excessivo da chapa metálica para o interior da matriz que, segundo CHEMIN et. al. (2013), implica no avanço de porções encruadas do material no ombro da matriz, para a região de maior deformação da amostra, comprometendo o seu limite de estampabilidade.

Ainda na Fig. 4 (a), para 569 KN de força do prensa-chapas, chama atenção o fato do *drawbead* quadrado ter apresentado maior conformabilidade que o *drawbead* circular. Este resultado ocorreu, porque a baixa restrição ao fluxo da chapa pela força do prensa-chapas, foi compensada pela maior restrição ao escoamento do material imposta pelo *drawbead* quadrado, quando comparado ao circular. Em outras palavras, houve uma compensação da perda de conformabilidade decorrente da baixa FPC, por uma geometria de *drawbead* mais restritiva ao escoamento no processo de estampagem.

Para os ensaios com a FPC de 785 KN, Fig. 4 (b), a geometria circular se destaca com a maior limite estampabilidade, atingindo uma deformação maior de 0,22 no estado plano de deformações. Nesta mesma região, os ensaios de estampagem apontaram uma deformação maior de 0,20; 0,19 e 0,15 para os *drawbeads* com geometria quadrada, triangular e plana, respectivamente.

Se compararmos a deformação maior máxima atingida no estado plano de deformações, para as forças de prensa-chapas de 569 e 785 KN, houve um aumento do limite de conformabilidade em 13,6% com a FPC de 785 KN.

Pelas CLC's da Fig. 4 (c), observa-se novamente que o *drawbead* circular obteve a maior estampabilidade, atingindo uma deformação maior de 0,23 no estado plano de deformações. Esse resultado caracteriza um aumento de 4,35% do limite de conformabilidade com a elevação da força do prensa-chapas de 785 para 1157 KN.

Pela análise e discussão dos resultados desse capítulo, observou-se que se chega ao melhor desempenho do material, em termos do seu limite de estampabilidade, através do equilíbrio entre FPC e geometria de *drawbead*. Ambas as variáveis implicam numa restrição ao escoamento da chapa na estampagem e, a interpolação entre elas é o que determina a performance do aço na operação. Desta forma, busca-se o fluxo ideal da matéria-prima no processo para se chegar à melhor conformabilidade do material.

#### 4. CONCLUSÃO

De acordo com o objetivo do trabalho proposto, de avaliar o efeito da geometria do *drawbead* e da força do prensa-chapas na estampabilidade do aço DP780, diversos aspectos foram evidenciados através dos testes realizados. O primeiro deles concentrou-se na posição de trincamento da amostra onde, apenas os corpos de prova mais largos, em que se caracteriza o modo de deformação por estiramento, houve um resultado totalmente satisfatório, com a trinca localizando-se na região do raio do punção. Para as larguras intermediárias, nem todos os corpos de prova apresentaram a trinca nessa posição, ao passo que a maioria dos corpos de prova mais estreitos falharam fora da posição do raio do punção, sendo rejeitados para a projeção da curva limite de conformação.

Este fato evidencia o efeito catastrófico de um escoamento não uniforme da chapa metálica durante a estampagem, uma vez que para as amostras estreitas, o *drawbead*, que não atua nas laterais da chapa, permite um escoamento totalmente livre nessa região. Como consequência houve um trincamento prematuro do material, variando de posição conforme o grau de restrição imposto pelo modelo de *drawbead* e força de prensa-chapas aplicada.

Quanto a estampabilidade do aço DP780, conclui-se que os resultados mais eficientes foram obtidos com a força de prensa-chapas de 1157 KN, uma vez que, independentemente da geometria do *drawbead*, foi nessa condição de carga que o aço atingiu os maiores níveis de deformação. Pode-se dizer assim que, o limite de estampabilidade do aço DP780 aumentou, à medida que a força do prensa-chapas foi elevada de 569KN até 1157 KN.

Para a força do prensa-chapas, de 1157 KN, o maior nível de conformação da chapa foi atingido com o *drawbead* circular, caracterizando essa configuração como a mais eficiente para a estampabilidade do aço DP780. Pode-se dizer então que o *drawbead* circular, com FPC de 1157 KN, promove a melhor condição de equilíbrio entre o avanço do material no flange e a deformação da chapa dentro da ferramenta, que define a performance do aço na estampagem.

## AGRADECIMENTO

A indústria Arcelomital por fornecer o material, o aço Dual Phase DP 780, para realização dos ensaios.

## REFERÊNCIAS

- 1) ABEYRATHNA, Buddhika et al. A first step towards a simple in-line shape compensation routine for the roll forming of high strength steel. *International Journal Of Material Forming*, [s.l.], v. 9, n. 3, p.423-434, 18 abr. 2015. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s12289-015-1238-7>.
- 2) ANDRADE, S. L.; BATISTA, J. F.; TAISS, J. M.; ROSA, L. K. ULSAB-AVC – O aço no automóvel do futuro: A estratégia da USIMINAS. In: 55º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000, Rio de Janeiro, Anais... Rio de Janeiro, Julho 2000.
- 3) BARLO, Alexander; SIGVANT, Mats; ENDELT, Benny. On the Failure Prediction of Dual-Phase Steel and Aluminium Alloys Exposed to Combined Tension and Bending. *Iop Conference Series: Materials Science and Engineering*, [s.l.], v. 651, p.012030-12040, 25 nov. 2019. IOP Publishing. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899x/651/1/012030>.
- 4) CHEMIN FILHO, Raviilson Antonio. Estudo da fratura de aços de nova geração dp600 através da variação de pressão no prensa-chapas. 2011. 149 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Parana, Curitiba, 2011.
- 5) CHEMIN FILHO, Raviilson Antonio; TIGRINHO, Luiz Mauricio Valente; BARRETO NETO, Rosalvo C; MARCONDES, Paulo Victor P. An experimental approach for blankholder force determination for DP600 with different material flow strain rates in the flange during stamping. *Proceedings Of The Institution Of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, [S.L.], v. 227, n. 3, p. 417-422, 6 fev. 2013. SAGE Publications. <http://dx.doi.org/10.1177/0954405412471281>.
- 6) GOODWIN, G. M. Application os strain analyses to sheet metal forming problems in the press shop. *Metall Italiana*, 60., 764-774, 1968.
- 7) IISI - International Iron and Steel Institute, UltraLight Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts (ULSAB–AVC) Overview Report (2014), disponível em: [www.worldautosteel.org](http://www.worldautosteel.org). Acesso em :17fev.2019.
- 8) Jocham D., Gaber C., Böttcher O., Wiedemann P., Volk, W.: Experimental prediction of sheet metal formability of AW-5754 for non-linear strain paths by using a cruciform specimen and a blank holder with adjustable draw beads on a sheet metal testing machine, *Int J Mater Form* 10:597-605, 2017
- 9) KE, Junyi et al. Formability of sheet metal flowing through drawbead – an experimental investigation. *Journal Of Materials Processing Technology*, [s.l.], v. 254, p.283-293, abr. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.11.051>.
- 10) KEELER, S. P. Determination of forming limits in automotive stampings. *Sheet Met Ind*, 42., p. 683-691, 1965.
- 11) KEELER, S.; MENACHEM, K. Advanced High-Strength Steels Application Guidelines. Worldautosteel, 2014. Disponível em: . Acesso em: 2015.
- 12) NORZ, R.; VOLK, W.. Investigation of non-proportional load paths by using a cruciform specimen in a conventional Nakajima test. *Iop Conference Series: Materials Science and Engineering*, [s.l.], v. 651, p.012020-12030, 25 nov. 2019. IOP Publishing. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899x/651/1/012020>.
- 13) OLAVO C. HAASE (Porto Alegre). 3 7th S e N A F O R. Influência da geometria do quebra-rugas na factibilidade do processo de estampagem com base no Método dos Elementos Finitos: Influence of drawbead geometry on stamping feasibility based on Finite Elements Method. 2017. Disponível em: <[http://www.2017.senafor.com/conteudo/view?ID\\_CONTEUDO=442](http://www.2017.senafor.com/conteudo/view?ID_CONTEUDO=442)>. Acesso em: 04 ago. 2017.
- 14) SCHMID, Harald; HETZ, Peter; MERKLEIN, Marion. Failure behavior of different sheet metals after passing a drawbead. *Procedia Manufacturing*, [s.l.], v. 34, p.125-132, 2019. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.promfg.2019.06.129>.

- 15) WANG, Zhen et al. A robust and accurate geometric model for automated design of drawbeads in sheet metal forming. *Computer-aided Design*, [s.l.], v. 92, p.42-57, nov. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.cad.2017.07.004>.
- 16) WOODTHORPE, J.; PEARCE, R. The Effect of r and n Upon the Forming Limit Diagrams of Sheet Metal. *Sheet Metal Industries*. p. 1061-1067, 1969.



# NOVO CRITÉRIO DE FALHA BASEADO EM ESTADO TRIAXIAL DE TENSÕES PARA CHAPAS DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA: UMA REVISÃO

## NEW FAILURE CRITERIA BASED ON TRIAXIAL STATE STRESS FOR SHEET METAL OF HIGH STRENGTH STEELS: A LITERATURE REVIEW

Autores: Luiz Gustavo Souza Zamorano (Ford Motor Company, email: lizamoran@ford.com), Luis Fernando Folle (SENAI CIMATEC - ISI de Conformação e União de Materiais, email: luis.folle@fbter.org.br), Bruno Caetano dos Santos Silva (SENAI CIMATEC - ISI de Conformação e União de Materiais, email: bruno.silva@fieb.org.br), André Souza Oliveira (SENAI CIMATEC - ISI de Conformação e União de Materiais, email: andre.soliveira@fieb.org.br), Fabio Andre Lora (Universidade Federal do Recôncavo da Bahia, email: fabio.lora@ufrb.edu.br) Rodrigo Santiago Coelho (SENAI CIMATEC - ISI de Conformação e União de Materiais, email: rodrigo.coelho@fieb.org.br),

### RESUMO

Os critérios de falha em conformação mecânica estão basicamente relacionados ou a fratura dúctil, ou a estrição localizada. Materiais que exibem comportamento dúctil são aqueles que se deformam plasticamente antes de romperem e devido à forma como o rompimento será ocasionado, é importante haver um estudo sobre o tema. O objetivo desse artigo é fazer um breve levantamento sobre o novo critério de falha que vem sendo adotado em aços de alta resistência para melhorar os resultados de simulação numérica para previsão do comportamento de aços de chapa fina durante a estampagem.

**PALAVRAS-CHAVE:** Critério de Falha, Fratura Dúctil, Aços de Alta Resistência, Estado Triaxial de Tensões.

### Abstract

Currently, mechanic forming failure criteria are basically related to ductile fracture or localized stricture. Materials which have ductile behavior experiences plastic deformation before failures and due to the mechanism in which the failure will occur, its important do analyze the subject. The objective of this paper is to study and evaluate a new failure criteria being used for high strength steels to improve results of numeric forming simulation.

**KEY WORDS:** Failure Criteria, Ductile Fracture, High Strength Steel, Triaxle strain state.

## 1. INTRODUÇÃO

Os aços de alta resistência têm contribuído para melhorar o desempenho da indústria automotiva quanto as características necessárias ao *crash test*, promovendo mais segurança em caso de colisões. No entanto, o aumento da resistência necessita estar conectado com a fabricabilidade, onde esses aços devem ser possíveis de transformar em peças sem que

haja aumento significativo de custos. No caso dos processos de estampagem, alguns dados como o alongamento fornecem indícios da capacidade de conformação do material, que é diretamente relacionada com a ductilidade, pelo menos em um dos níveis de solicitação do material, que é embutimento uniaxial. Em geral, à medida que um material metálico aumenta sua resistência, o alongamento máximo (ou alongamento em ruptura) passa a ser menor como é o caso de adição de carbono nos aços. Essa característica é preocupante para estampagem pois, à medida que há uma menor capacidade de conformação do material, menores deformações geram uma rápida nucleação de defeitos que podem levar a ruptura prematura antes da peça ser completamente conformada. É importante salientar que essa análise se aplica a conformação a frio, que corresponde a maioria dos processos de estampagem. Quando se trata de processo a quente, são ativados outros mecanismos que alteram a resposta do material, fazendo com que o alongamento do metal seja maior.

Em termos de desempenho de componentes em geral, o descarte de uma peça engloba uma gama maior de defeitos de fabricação, tais como superfícies “arranhadas”, pontos de estricção de espessura, enrugamentos, efeitos de “casca de laranja”, trincas localizadas, trincas de borda, entre outros. No entanto, as trincas e rupturas são as que inviabilizam completamente a peça, uma vez que os outros defeitos, como enrugamentos e riscos superficiais, podem ser escondidos se a peça não tiver apelo estético. Para a análise que será feita aqui, será considerada apenas os defeitos de rompimentos prematuros, que inviabilizam a fabricação de uma peça pelo processo de estampagem. Os outros defeitos mencionados, em geral ocorrem, se a peça antes não apresentou rupturas, por isso, eles não serão considerados nesse momento. Assim, quando uma peça é projetada em CAD, ela é desenhada apenas com o objetivo final ao qual deve cumprir, mas ao ser fabricada, o material pode não gerar a geometria desejada em função do nível das deformações. Em função disso, foram criados métodos de quantificação de deformações que indicam o máximo que o material irá suportar antes de romper e a isso, dá-se o nome de critério de falha por deformação a frio ou diagrama limite de conformação. Esse critério de falha por deformação que dará início a uma trinca é o foco de estudo desse trabalho.

## 2. METODOLOGIA

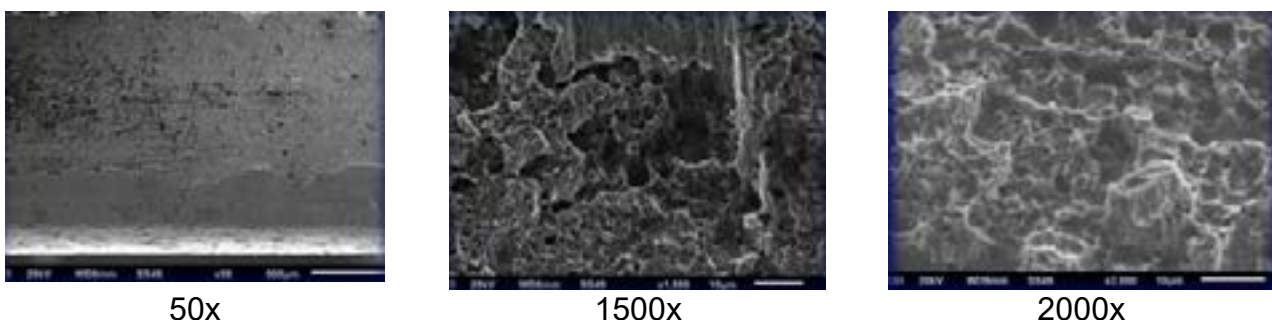
A metodologia desse trabalho se baseou em um levantamento por meio de uma pesquisa bibliográfica em artigos científicos dos últimos 10 anos em bases indexadas tais como ScienceDirect, SpringerLink, Scielo e Google Acadêmico. Esses artigos foram selecionados com base em sua relevância para o assunto assim como a importância do periódico para a área de processos de fabricação. Os termos mais usados para fazer a busca nessas bases indexadas foram *ductile fracture criterion*, *forming limit diagram*, *fracture forming limit diagram*, *sheet metal forming*, *advanced high strength steel*, *stress triaxiality*, *modified mohr-coulomb criterion* e *finite element simulation*. A relevância das revistas selecionadas foi baseada nos critérios estabelecidos pela CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior), sendo que as revistas com estratos superiores (classificadas como B2 à A1) são também caracterizadas por seu Fator de Impacto medido pelo Instituto de Informação Científica (do inglês: Institute for Scientific Information - ISI), onde foi considerado o fator mínimo de 0,001 para que o periódico fosse considerado como relevante. Foram considerados apenas periódicos em língua inglesa devido à sua maior abrangência. Foram encontradas 64 referências, sendo que dessas, 23 foram as mais relevantes para esse trabalho.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

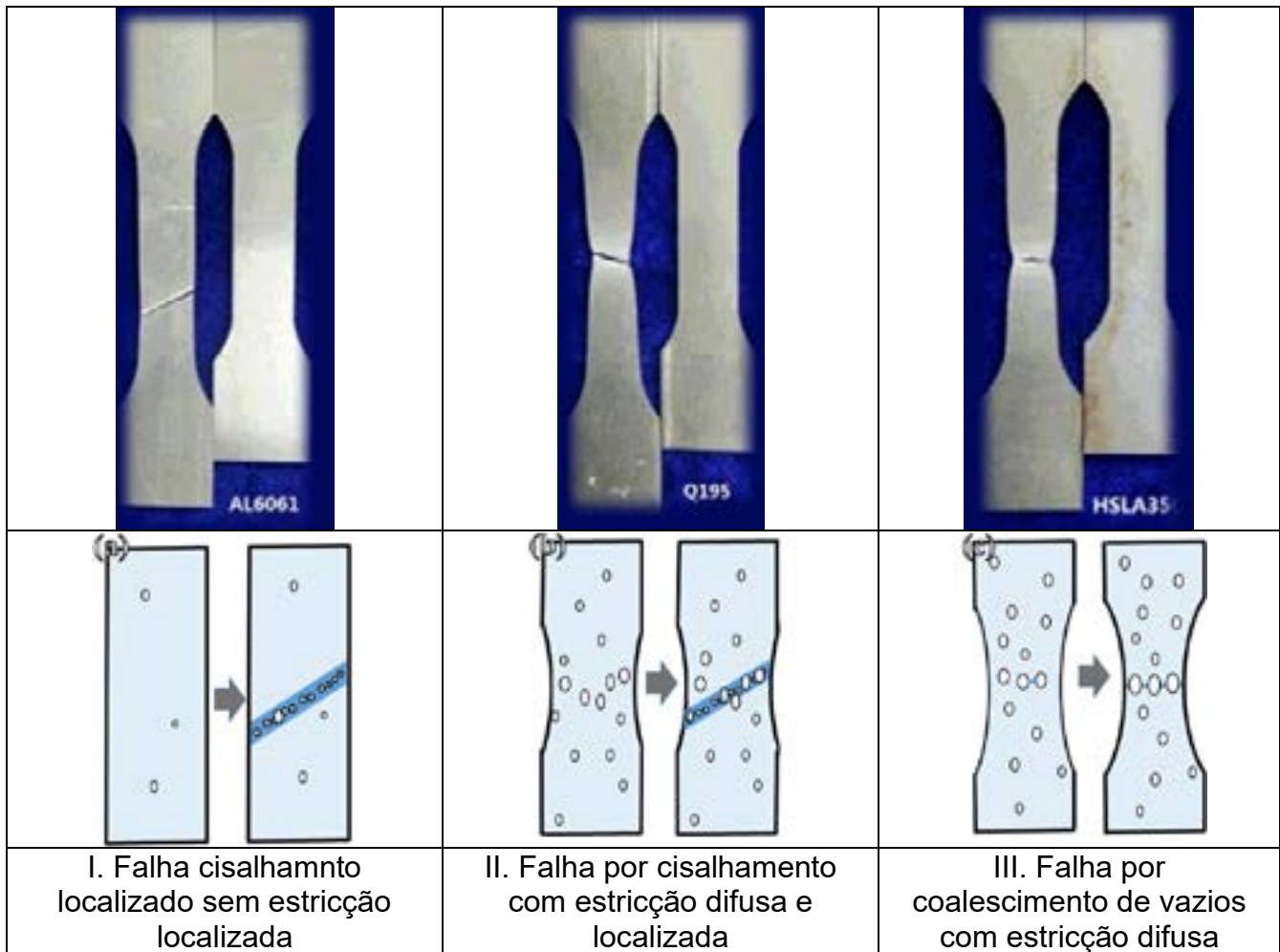
Quando um material dúctil é deformado a frio, as deformações geram um movimento de material que origina uma ruptura localizada caso a deformação não cesse. A essa ruptura se dá o nome de “fratura dúctil”. Em termos microestruturais, a fratura dúctil seria um “descolamento” que ocorre ao redor de inclusões do material, que vão aumentando e coalescendo, continuamente, ou seja, se juntando até que um vazio de tamanho macroscópico venha a promover a ruptura do metal. A Figura 1 mostra como esse fenômeno acontece em níveis microestruturais. A Tabela 1 mostra os 3 tipos de falha que podem ocorrer por nucleação de vazios. A primeira seria uma fratura sem estricção difusa, apenas localizada e caracterizada pela ausência de “pescoço” na falha, a segunda seria com estricção difusa e localizada e o terceiro tipo de falha que se dá com apenas estricção difusa.

Se for analisado esse fenômeno no ensaio de tração, pode-se inferir que no início da deformação plástica até o pico de força do material, a deformação é uniforme, ou seja, distribuída por toda a região que possui a mesma geometria. Nesse momento, o metal tem praticamente as mesmas deformações em qualquer região da amostra de mesma geometria. Após o máximo de força, a curva começa a decair levemente pois começa a ocorrer um fenômeno de estricção chamado de “estricção difusa”, onde o material apresenta uma diminuição da largura que se localiza na região central do corpo de prova e se difere do resto. A partir desse momento, as outras regiões do material passam a não se deformar plasticamente, servindo como âncora para as deformações, ou seja, só haverá movimento de material na região da estricção. Com o avanço do deslocamento do teste, surge um terceiro tipo de deformação, chamado de “estricção localizada”, que ocorre na espessura do material. Nesse momento, como a porção do metal que está sob movimento é muito pequena (praticamente só na espessura), a falha ou rompimento é eminente e logo ocorre a fratura. Nesse estágio, o material fora dessa região, de maneira semelhante à estricção difusa, vai servir como âncora e não se deforma mais e por isso a falha é rapidamente atingida. A estricção localizada geralmente é inclinada em relação a aplicação da força no teste, atingindo próximo de 55° de angulação. Isso ocorre porque esse ângulo teria a maior tensão cisalhante e isso já foi comprovado matematicamente.

*Figura 1. Análise microestrutural do fenômeno da fratura dúctil*

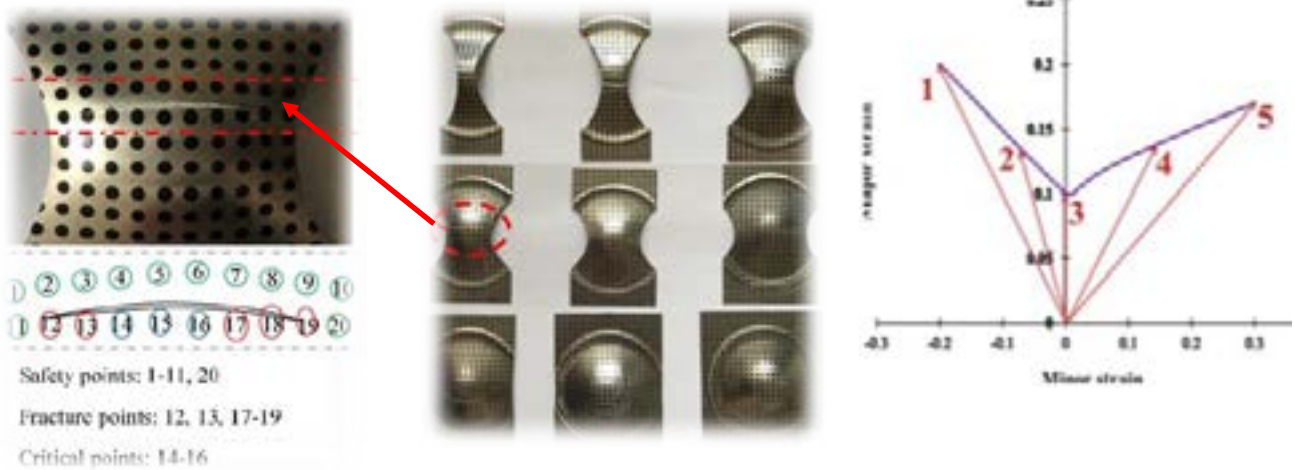


*Tabela 1. Tipos de falha localizada que podem ocorrer através de nucleação de vazios.[1]*



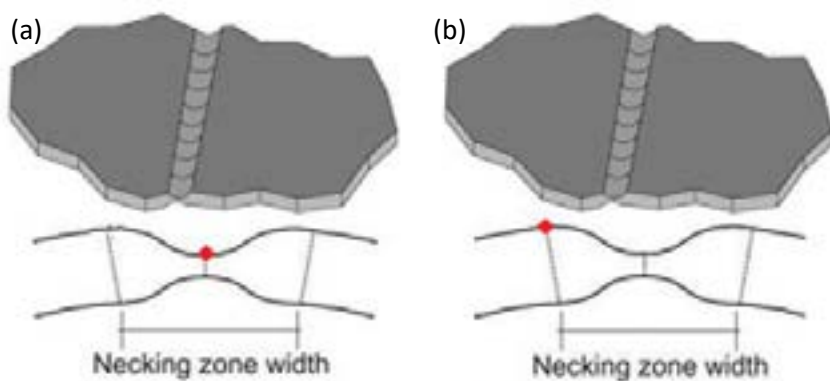
O que foi mencionado anteriormente serve para descrever de que forma a chapa irá romper durante a deformação. No entanto, existe um método obtido através do ensaio Nakajima, que tem o objetivo de construir um diagrama chamado de diagrama limite de conformação ou curva limite de conformação (FLD – Forming Limit Diagram, em inglês). Essa curva ou diagrama tem o objetivo de fornecer um limite de deformações que a peça não poderá ultrapassar, com o risco de haver rompimento durante a conformação. Essa curva é obtida através de um ensaio com vários tamanhos de corpos de prova, em que cada amostra irá gerar um ponto na curva como mostrado na Figura 2.

Figura 2. Curva limite de conformação obtida através da medição da estricção difusa, (a) corpos de prova e (b) curva plotada.[2]



Importante salientar que a curva da Figura 2 é recomendada para materiais que apresentem comportamento de estricção difusa antes do rompimento, pois a forma como ela é obtida depende de uma medição de deformação na região da falha, entretanto, não se consegue chegar perto o suficiente da falha e ainda sim garantir repetibilidade e confiabilidade nas medições. A Figura 3 mostra as regiões nas quais são medidas as deformações no ensaio Nakajima em que, no caso da Figura 33(a), a região com estricção é tão pequena que as medições ficam comprometidas. Assim, através do método Nakajima as deformações são medidas no local indicado na Figura 3 3(b). Para os aços avançados de alta resistência (AHSS - Advanced High Strength Steel), ocorre normalmente a falha do tipo I, ou seja, sem estricção difusa e isso ocorre em função dos mecanismos de endurecimento do material que atrasam a formação desse tipo de deformação. Isso faz com que as medições das deformações pelo ensaio Nakajima sejam ainda mais difíceis de serem realizadas pois os sistemas de medição convencionais, por visioelasticidade, não consegue chegar perto o suficiente da falha.

Figura 3. Localização das posições onde é possível medir as deformações. [3]

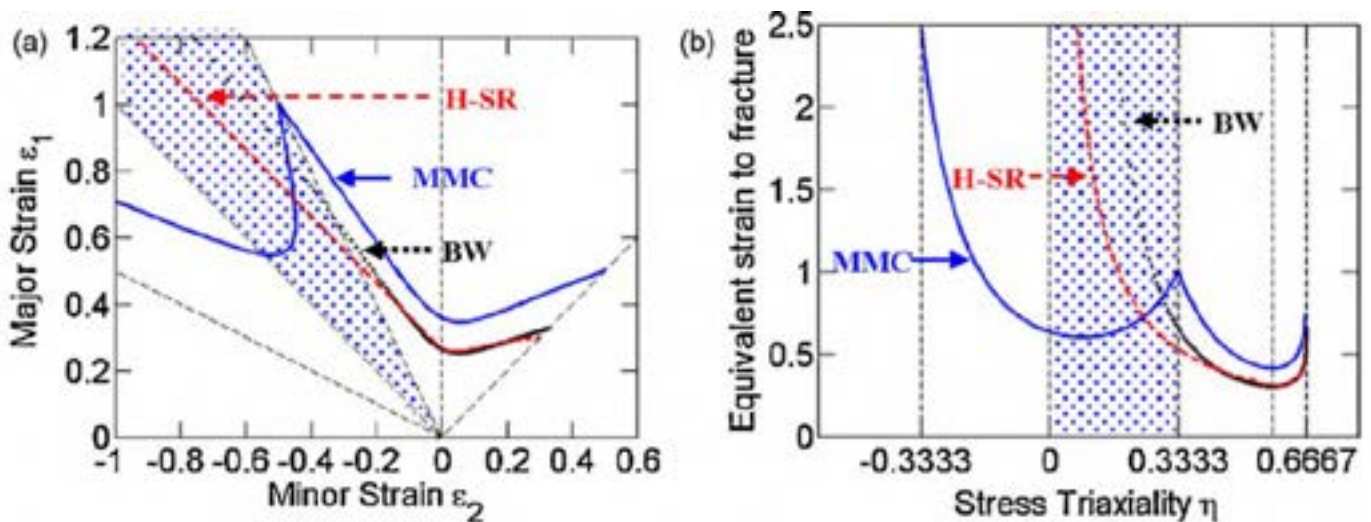


Devido as limitações apresentadas, a FLD normalmente é uma curva que está mais abaixo da zona de fratura dúctil representada pela curva FFLD (do inglês Fracture Forming Limit Diagram). A Figura 44(a) mostra 3 curvas onde as curvas preta e vermelha são curvas FLDs obtidas através de cálculos que são baseados no coeficiente de encruamento e a curva



em azul é a curva FFLD obtida através da teoria MMC (Modified Mohr-Coulomb). A curva MMC é obtida primeiramente para servir de base para construção do gráfico de deformação equivalente até a fratura pela tensão triaxial, Figura 44(b). A tensão triaxial é definida como a relação entre a tensão média (as 3 tensões principais dividido por 3) pela tensão equivalente (tensão de Von Mises). Finalmente, a partir da curva triaxial é levantada a FFLD. Desta forma, a curva FFLD pode ser adicionada aos softwares que simulam processos de estampagem e funcionam como critério de falha, ou seja, toda a deformação que for além dessa curva irá apresentar rompimento durante o processo de conformação.

Figura 4. Comparação entre as curvas FLD (preta e vermelha) e FFLD (azul).[4]



No trabalho de [4] foi feito um teste para o aço TRIP 690, onde foi mostrado que a curva FFLD é mais apropriada para prever a falha por ruptura em conformação de chapas de alta resistência, principalmente nas zonas negativas da deformação menor (segundo quadrante do diagrama). A figura 5 mostra o resultado das deformações em relação a curva FFLD e a figura 6 mostra o resultado do experimento em relação ao simulado. É possível notar que a curva FLD convencional não irá prever ruptura para deformações de embutimento profundo, o que será previsto pela FFLD.

Figura 5. Deformações até a ruptura simulada para o experimento realizado.[4]

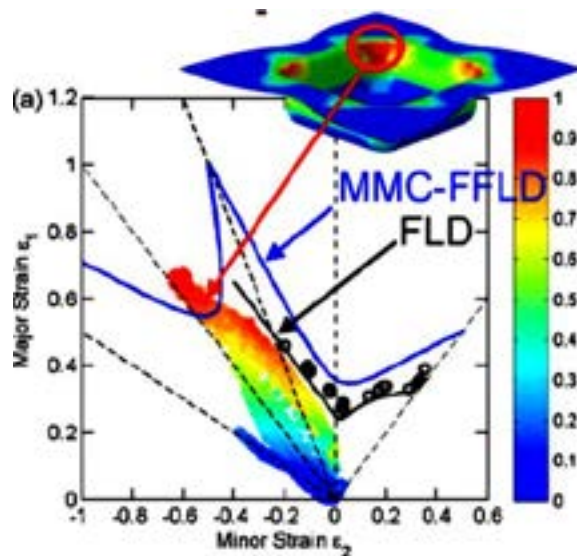


Figura 6. Comparação do experimento (a) e simulação (b).[4]



#### 4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

A curva FLD está atualmente sendo substituída pela curva FFLD pois a indústria em geral vem demandando cada vez mais a utilização de aços de ultra alta resistência e estes novos materiais necessitam de uma caracterização mais apropriada em termos de deformações. Assim sendo, os softwares de elementos finitos que se propõem a simular e prever processos de fabricação dedicados como é o caso da estampagem de chapas finas estão tendo que incluir esses novos modelamentos de materiais para que os resultados previstos sejam cada vez mais assertivos e correlacionados com a realidade.

Futuramente a curva Triaxial irá substituir a FLD e até mesmo a FFLD pois assim como em um ensaio de tração, essa curva compara tensões com deformações, e não apenas só deformações como a FLD e a FFLD, o que é mais efetivo para caracterizar e prever o comportamento dos materiais metálicos.

#### 5. REFERÊNCIAS

1. Luo, Z.C.; Huang, M.X. Revealing the Fracture Mechanism of Twinning-Induced Plasticity Steels. *Steel Research International* **2018**, *89*, doi:10.1002/srin.201700433.

2. Basak, S.; Bandyopadhyay, K.; Panda, S.K.; Saha, P. Prediction of Formability of Bi-Axial Pre-Strained Dual Phase Steel Sheets Using Stress-Based Forming Limit Diagram BT - *Advances in Material Forming and Joining.*; Narayanan, R.G., Dixit, U.S., Eds.; Springer India: New Delhi, 2015; pp. 167–192.
3. Habibi, N.; Sundararaghavan, V.; Prah, U.; Ramazani, A. Experimental and Numerical Investigations into the Failure Mechanisms of TRIP700 Steel Sheets. *Metals* **2018**, *8*, 1–17, doi:10.3390/met8121073.
4. Li, Y.; Luo, M.; Gerlach, J.; Wierzbicki, T. Prediction of Shear-Induced Fracture in Sheet Metal Forming. *Journal of Materials Processing Technology* **2010**, *210*, 1858–1869, doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.06.021.



## **PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE PEÇAS METÁLICAS POR MANUFATURA ADITIVA COM FUSÃO LOCALIZADA DE AÇOS BAIXA LIGA**

Henrique Cechinel Casagrande <sup>(1)</sup>  
Anderson Daleffe <sup>(2)</sup>  
Carlos Antônio Ferreira <sup>(3)</sup>  
Daniel Fritzen <sup>(4)</sup>  
Gilson De March <sup>(5)</sup>  
Jovani Castelan <sup>(6)</sup>

### **RESUMO**

O objetivo desse estudo é analisar a eficiência do processo de fabricação por impressão 3D de metal, e dessa forma verificar através de ensaios mecânicos as características de um aço carbono de baixa liga. A produção das peças estudadas foi através da junção de dois equipamentos, utilizando uma máquina de soldagem modelo SMASHWELD 250E semiautomático e uma máquina desenvolvida para comandos através de programação. Por ser uma máquina de fusão localizada a escolha do material a ser usado é ampla e com isso se estudou arame AWS ER 70 S 6 para aço carbono. Sendo assim, análises como metalografia, ensaio de tração e dureza foram realizadas em peças piloto, bem como, peças comerciais foram impressas a fim de avaliar a eficiência do método. De modo geral, o estudo foi promissor comprovando a eficácia desse processo que é um dos pilares da indústria 4.0.

**Palavras-chave — Manufatura aditiva, soldagem MIG/MAG, ensaio de tração, indústria 4.0, aço carbono de baixa liga.**

### **1. INTRODUÇÃO**

Na indústria metal mecânica, a matéria-prima (metal) precisa passar por alguns processos de fabricação para atingir a forma geométrica desejada, onde dois dos processos utilizados são a manufatura subtrativa e a manufatura aditiva.

Por volta do ano 1981 a manufatura aditiva (MA) surgiu no Japão com o objetivo de criar peças tridimensionais. O avanço da tecnologia fez com que a técnica ganhasse espaço no mercado, devido a necessidade da criação de peças complexas que os processos atuais não possam fazer, ou até mesmo na fabricação de protótipos de geometrias e formas complexas [1].

<sup>(1)</sup> Graduando, Centro Universitário UNISATC, Criciúma, Brasil, [henrique\\_cechinel@hotmail.com](mailto:henrique_cechinel@hotmail.com)

<sup>(2)</sup> Prof. Dr.; Centro Universitário UNISACT, Criciúma, S.C., Brasil, [anderson.daleffe@satc.edu.br](mailto:anderson.daleffe@satc.edu.br)

<sup>(3)</sup> Reitor, Centro Universitário UNISACT, [carlos.ferreira@satc.edu.br](mailto:carlos.ferreira@satc.edu.br)

<sup>(4)</sup> Prof. Dr., Centro Universitário UNISACT, [daniel.fritzen@satc.edu.br](mailto:daniel.fritzen@satc.edu.br)

<sup>(5)</sup> Mestrando, Eng. Metalúrgica, Centro Universitário UNISATC, [gilson.march@satc.edu.br](mailto:gilson.march@satc.edu.br)

<sup>(6)</sup> Pró-reitor, Centro Universitário UNISACT, [jovani.castelan@satc.edu.br](mailto:jovani.castelan@satc.edu.br)

O processo de manufatura aditiva por arco de arame, Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) é uma combinação de material de soldagem a arco e de matéria-prima. Esse método vem sendo utilizado no processo de soldagem a arco de metal a gás (GMAW), também pode ser usado na soldagem a arco de tungstênio a gás (GTAW) ou até mesmo na soldagem a arco por plasma (PAW) [2].

Esse método de soldagem é comum e proporciona soldas com qualidade e grande produtividade comparado a soldagem manual por eletrodo revestido, por exemplo. É conhecido no mercado como MIG/MAG, sendo MIG (metal inert gas) para trabalhos onde a única função do gás é proteger a poça de fusão contra gases atmosféricos como oxigênio, nitrogênio e hidrogênio, ou MAG (metal active gas) para quando o gás de proteção tem ação sobre a poça de fusão, considerando que os gases para esse processo podem ser o argônio ou hélio com origem atômica e o CO<sub>2</sub> de origem molecular [3].

Vale ressaltar ainda que o aço e titânio são os materiais que mais se enquadram a técnica, que têm como vantagens baixo custo do equipamento de soldagem, uma grande demanda de fios padrões e taxas de deposição de material alta, o estudo do uso de alumínio vem ganhando força. No entanto, existem as desvantagens no sistema comparados com outros métodos de MA, tal como, uma elevada entrada de calor, conseqüentemente altas tensões residuais e distorções, além de uma menor precisão e rugosidade, sendo necessário uma etapa de usinagem no final do processo [4].

Para o processo, algumas etapas são fundamentais, como a realização de testes para determinação dos parâmetros de soldagem, tal como intensidade, taxa de alimentação do arame e velocidade de movimentação da máquina, além do caminho a ser percorrido (em qual sentido o material será depositado) [5].

Campatelli et al [6] comenta que, para peças fabricadas por MA é necessário a retirada da superfície, que por sua vez, possui um acabamento considerado grosseiro, conhecido como partes rugosas da peça.

Neste contexto, esta pesquisa usa o método WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing) ou, fabricação aditiva por arco de arame, para desenvolver peças com o mínimo de matéria-prima possível e ser capaz de suprir grandes necessidades do dia-a-dia, tendo a vantagem da grande deposição de material e ao final, passando por um acabamento através de usinagem para eliminar a rugosidade e imperfeições.

## 2. MÁQUINA DE MANUFATURA POR FUSÃO LOCALIZADA

Para obter as peças manufaturadas foi realizado uma junção entre máquina de soldagem a arco e máquina por coordenadas CNC (centro numérico computadorizado), com objetivo de fabricar peças impressas. Além disso, foi utilizada uma máquina de soldagem modelo SMASHWELD 250E semiautomático, da marca ESAB, conforme Fig. 1, que foi adaptada para realizar os comandos através de programação. A mesma vale para os processos MIG/MAG, que por sua vez, serviu para a produção de peças para ensaio com o processo MAG.

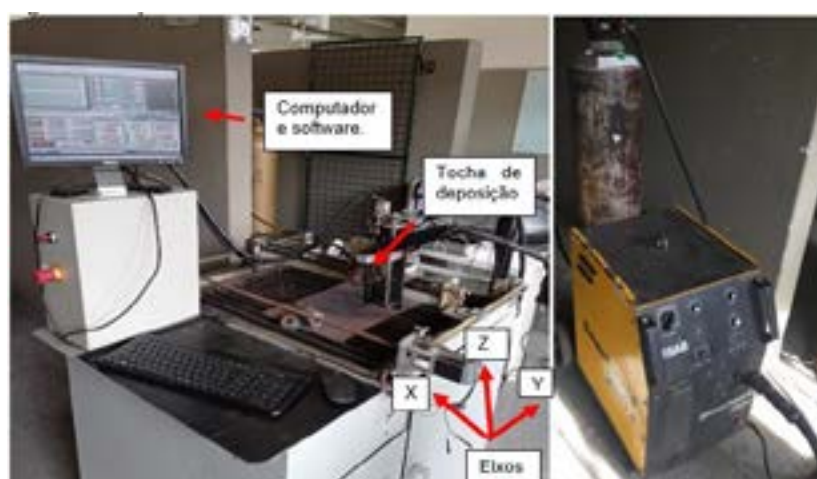


Figura 1: Junção máquina de manufatura. Do autor (2020)



A máquina de manufatura trabalha com comando CNC, onde a mesma, faz movimentos em três eixos, incluindo o controle de movimento da tocha que é a responsável por fazer a deposição do material camada por camada, sendo possível ter uma deposição de material uniforme. Para isso, é imprescindível ter boa precisão para a peça fabricada ter suas dimensões bem definidas e não precisar realizar algum tipo de retrabalho.

A programação é feita manualmente usando linguagem de programação G com software Mach 3, que é comum para programar máquinas como centro de usinagem e torno CNC, por exemplo.

## 2.1 AÇO CARBONO

O material para o presente estudo foi arame de aço carbono baixa liga AWS ER 70 S 6 com 1 mm de espessura e com 15 kg fornecido em bobina. O arame por sua vez, é o mais importante do estudo sendo a matéria prima. Sua composição química está apresentada conforme Tab. 1.

**Tabela 1:** Composição química arame AWS ER 70 S 6.

Composição química	Valores %
Carbono (C)	0,08
Silício (Si)	0,9
Manganês (Mn)	1,5
Ferro (Fe)	bal.

Fonte: Beltrán (2019)

## 2.2 PARÂMETROS DE FUSÃO LOCALIZADA

Para obtenção das peças é preciso buscar parâmetros ideais como, por exemplo, tensão e corrente para derreter o consumível, vazão do gás para proteção da poça de fusão e velocidade de deposição do material para boa penetração, e o tipo de gás utilizado.

O gás usado como proteção é uma mistura de 75% de argônio (Ar) e 25% de dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>), formando gás de proteção para soldagem MAG. Em relação aos parâmetros, para a tensão trabalhou-se com 20 V, corrente de 200 A, velocidade de arame à 7 m/min e vazão do gás em 14 l/min.

Em seguida, foi determinado a velocidade de avanço da tocha que é controlada através de programação. Para os parâmetros usados na Tab.1, e levando em consideração as peças que se deseja desenvolver, ou seja, a geometria que se necessita, a velocidade adotada foi de 400 mm/min.

## 2.3 OBTENÇÃO DE PEÇAS PARA ENSAIO MECÂNICO DE TRAÇÃO

Foram desenvolvidas peças manufaturadas para analisar as camadas depositadas ao longo da impressão, dessa forma, foram produzidas três paredes com as dimensões de aproximadamente 6 mm de largura, 120 mm de comprimento e 120 mm de altura. Após a impressão, as mesmas foram preparadas em formato de chapas, através de cortes em sentidos diferentes em relação ao substrado de deposição, com objetivo de retirar corpos de prova para ensaio mecânico de tração.

Essa etapa auxilia a validar a homogeneidade em diferentes direções, e, avaliar tensões de trabalho como, por exemplo, tensão de escoamento, tensão máxima de trabalho, e alongamento, ou seja, fazer uma análise anisotrópica.

Esse tipo de ensaio para aço carbono é seguido pela norma NBR ISSO 6892. Para esse projeto foi adaptado o ensaio a essa norma devida as limitações decorrentes aos corpos de prova produzidos. Com isso foram retiradas amostras a 0°, 45° e 90° em relação ao substrato de deposição. Para a amostra a 0° e 90° foram retirados 6 corpos de prova e o ensaio a 45° foi retirado 5 corpos de prova. A Fig. 2, demonstra as dimensões cortadas.

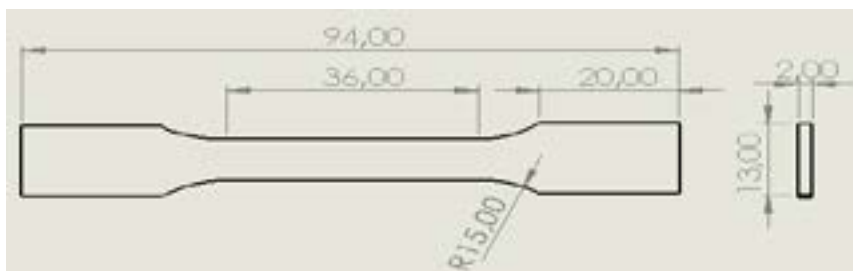


Figura 2: Dimensões para produção dos corpos de prova. Do autor (2021).

## 2.4 PEÇAS COMERCIAIS PRODUZIDAS COM MANUFATURA ADITIVA

Com objetivo de validar o processo e comparar com outros métodos de fabricação, peças comerciais foram produzidas como, por exemplo, o flange apresentado na Fig. 3. Após a definição do desenho foi produzido três peças comerciais utilizando a máquina de manufatura mostrada na Fig.1.

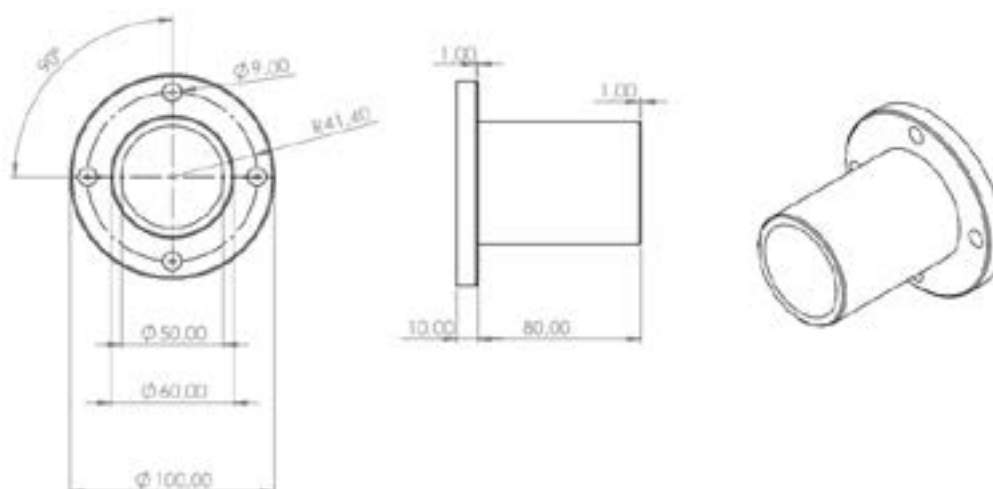


Figura 3: Desenho técnico flange comercial. Do autor (2021)

Como auxílio, para poder acompanhar os parâmetros de soldagem durante o processo, a ferramenta SAP V4 Ti foi utilizada. Esse equipamento conta com um notebook que demonstra gráficos em tempo real de tensão elétrica, corrente elétrica, vazão do gás, quantidade de arame depositado e tempo de soldagem. O equipamento possui também uma maleta com as ferramentas necessárias para realizar o estudo, onde por exemplo, para valores de vazão de gás é necessário que esse fluido (gás) passe pelo interior da maleta ferramenta. Abaixo na Tab. 2 estão os resultados dos parâmetros obtidos com essa ferramenta.

**Tabela 2: Parâmetros utilizados para o flange comercial**

Parâmetros	Valores
Vazão do gás	12,4 l/min
Corrente	208 A
Velocidade de arame	7,6 m/min
Quantidade de arame	336 m
Quantidade de arame	1,7 kg
Tempo	44,2 min

Fonte: Do autor (2021).

Com os parâmetros ajustados, três flanges foram impressos, onde os mesmos foram cortados e estudados através de análise metalográfica, ensaio de dureza e análise com microscópio digital. Dessa forma, logo após a deposição camada por camada de material uma das peças foi usinada em

um torno mecânico convencional Nardini modelo Nodus ND 250, em seguida foi realizado as furações em uma furadeira de bancada Kone modelo KMB-32.

### 2.4.1 ANÁLISE METALGRÁFICA E VERIFICAÇÃO ATRAVES MICROSCÓPIO DIGITAL

Para verificação da microestrutura do material foi efetuado análise metalográfica seguindo a ABNT NBR 15454 para aços carbono. O ensaio se obteve usando o microscópio Olympus modelo SC30, através de um aumento de 40 vezes, com objetivo de verificar possíveis trincas ou porosidades entre os cordões depositados na construção dos flanges comerciais.

### 2.4.2 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

Para averiguar a homogeneidade da dureza no flange estudado, foi realizado ensaio de dureza Vickers, onde, utilizou-se um microdurômetro modelo HMV-2TADW da marca SHIMADZE®.

O estudo foi ao longo de um perfil, onde, realizou-se 17 penetrações no sentido longitudinal (sentido de maior comprimento) e, 8 no sentido transversal, aplicando-se uma força de 4,903 N, e uma distância de 1,5 mm a cada penetração. Os resultados foram obtidos através da EQ.1.

$$HV = \frac{1,8544 \times F}{d^2}$$

Onde:

Hv: Hardness Vickers (HV);

F: Carga aplicada (Kg);

d<sup>2</sup>: Distância entre as diagonais (mm).



Figura 4: Ensaio de dureza Vickers. Do autor (2021).

## 3 ANÁLISES E RESULTADOS

### 3.1 AMOSTRAS PARA ANÁLISE DE MANUFATURA E ENSAIO MECÂNICO

Conforme mostrado no item 2.3, peças foram impressas e dessa forma realizado um estudo para cada camada de deposição. A Fig. 4 se tem os primeiros testes e peças impressas com a máquina de fusão localizada

Para uma verificação mais refinada do processo, buscando estudar a manufatura aditiva, a Tab.3 traz uma caracterização em relação as três paredes criadas, mostrando a quantidade de camadas, altura média das camadas, largura, e espessura das paredes, antes e depois de serem usinadas.

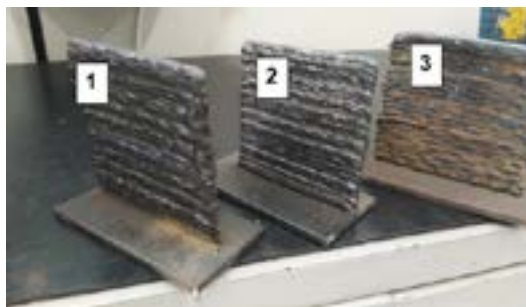


Figura 4: Peças impressas por fusão localizada.

Do autor (2021).

**Tabela 3: Características dos cordões**

Parâmetros	Valores
Número de camadas	31
Altura efetiva	118 mm
Altura média camadas	3,74 mm/camada
Largura média camadas	5,53 mm
Largura após usinagem	2 mm
Fator de eficiência	36,17 %

Fonte: Do autor (2021).

Em contrapartida, depois da usinagem as paredes se tornaram corpos de prova para ensaio mecânico de tração. Na Fig.5, as amostras estão prontas para realizar o ensaio.



Figura 5: Corpos de prova para ensaio mecânico de tração. Do autor, (2021)

### 3.2 ANÁLISES E RESULTADOS

Para validação do método estudado e comparação com outros processos de fabricação foi então manufaturado as peças apresentadas na Fig.6. Nos flanges comerciais abaixo é possível perceber uma boa definição entre as camadas depositadas. Vale ressaltar, que obstáculos como, por exemplo, o substrato de deposição não estar fixo na mesa de soldagem ou até mesmo o bico da tocha ter entupido durante a soldagem apresentaram alguns problemas como uma leve inclinação na parte superior do flange 2.



Figura 6: Flanges comerciais impressos por MA. Do autor (2021)

### 3.3 VERIFICAÇÃO ATRAVES DE MICROSCÓPIO DIGITAL

Depois de impressas, os flanges 1 e 2 foram preparados para análise em um microscópio digital. A Fig.7 detalha o aparecimento de porosidade entre a união dos cordões do flange de parede dupla.

Essa falha persistiu ao longo da peça e se teve devido a falta de proteção gasosa. Dessa forma, se percebe a importância de usar a ferramenta SAP V4 Ti para controle de parâmetros. Um fato interessante, é que sem essa ferramenta o manômetro de vazão do gás acoplado ao cilindro marcava 14 l/min, porém, através do SAP V4 Ti se observou uma vazão de 12,4 l/min, ou seja, existe uma diferença significativa que pode contribuir para o aparecimento das porosidades citadas abaixo.



Figura 7: Porosidade entre união dos cordões. Do autor (2021).

### 3.4 ANÁLISE DE METALOGRAFIA

Esse resultado mostrou que as peças estudadas obtiveram uma característica parecida com a composição de aço carbono 1020 como mostra Fig.8, com o ensaio contendo perlita resultando da cor escura em menor quantidade e na cor clara o aparecimento de ferrita em maior quantidade. Também se nota o aparecimento de porosidade na imagem flange duplo entre a união do cordão externo e interno.

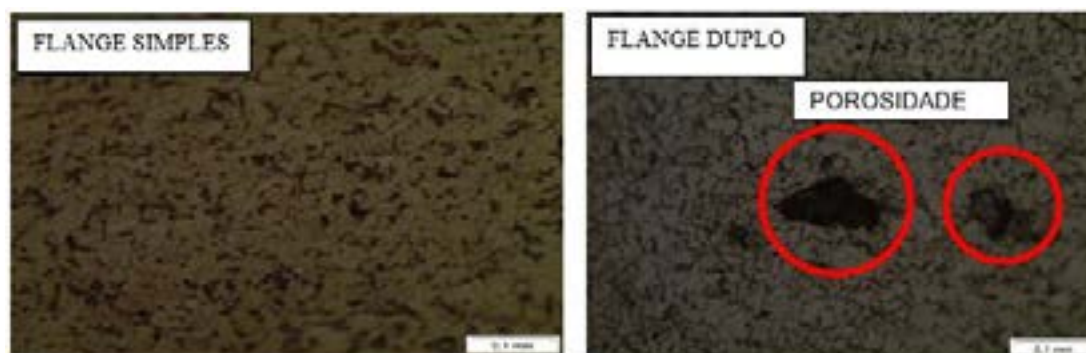


Figura 8: Metalografia das amostras

### 3.5 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

Os resultados para parte transversal tiveram menor dureza que ficou em 150,5 HV, motivo que se deve ao fato de a parede tem contato direto com ar ambiente resultando assim em um resfriamento mais rápido. Já para o ensaio na longitudinal a dureza ficou em 160 HV, sendo possível perceber um aumento em relação a parte externa.

### 3.6 COMPARAÇÃO COM OUTROS MÉTODOS DE FABRICAÇÃO

Com intuito de comparar o método estudado com outros processos, se realizou um levantamento de comparação em respeito a custos com o processo de fundição e usinagem. A Tab. 4 mostra o preço para fabricar o flange comercial para cada processo e a quantidade de material



perdida para os mesmos.

**Tabela 4: Comparação flange comercial**

Processos	Valores	Massa bruta	Massa final	Sobremetal
Fundição	R\$ 650	1,96 kg	1,180 kg	0,78 kg
Usinagem	R\$ 115	5,58 kg	1,180 kg	4,4 kg
Manufatura aditiva	R\$ 387,74	1,938 kg	1,180 kg	0,758 kg

Fonte: Do autor (2021).

Comparando valores de custo, nota-se que o processo de usinagem tem o menor valor, seguido do processo de manufatura e fundição, porém, a usinagem teve um valor muito superior comparado aos outros processos em relação a quantidade de matéria prima perdida no processo, isso impacta no quesito meio ambiente com o descarte desse material. Em relação a quantidade de material perdido os processos de manufatura e fundição tiveram valores muito próximos. Vale ressaltar, que esse estudo foi realizado para a produção de apenas uma peça comercial, que em contrapartida para o processo de fundição acaba sendo inviável, pois é um método de fabricação que trabalha na maioria dos casos com produção e dessa forma o melhor molde seria para 6 figuras, ou seja, um molde que possa produzir a cada lote 6 peças.

### 3.5 CONCLUSÃO

Portanto, após análise dos resultados conclui-se que o método de deposição por fusão localizada tem bons resultados por ter uma boa união e uniformidade entre os cordões e com isso homogeneidade conforme comprovada no ensaio de dureza Vickers.

O material de estudo por ser arame para aço carbono de baixa liga, apresentou um aumento de dureza, e comparado com a literatura têm característica de um aço carbono ABNT 1030 que possui em torno de 155 HV.

Comparando com outros processos de fabricação o estudo se mostrou promissor, visto que tem valores de sobremetal próximo aos do processo de fundição e um valor mais acessível. O método usando a máquina de fusão localizada ainda não é acessível para produção de peças em massa (produção em larga escala e em série), mas sim para prototipagem de peças.

#### Referências

- [1] Um pouco da história da manufatura aditiva. Usinagem Brasil. São Paulo, 2018. Disponível em: <<http://www.usinagem-brasil.com.br/13122-um-pouco-da-historia-da-manufatura-aditiva/pa-5/>> Acesso em: 04 abril 2021.
- [2] TABERNERO, Iván; PASKUALA, Amagoia; ÁLVAREZB, Pedro; SUÁREZCB, Alfredo. Study on Arc Welding processes for High Deposition Rate Additive Manufacturin. **CIRP Conference on Electro Physical and Chemical Machinin.** Spain.V.68, p.358-362, 2018. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827117310363>>
- [3] **ESAB. Processo de Soldagem: MIG/MAG (GMAW).** Disponível em: <[https://www.esab.com.br/pt/education/blog/processo\\_soldagem\\_mig\\_mag\\_gmaw.cfm](https://www.esab.com.br/pt/education/blog/processo_soldagem_mig_mag_gmaw.cfm)>. Acesso em: 15/03/21.
- [4] CASTRO, Maria Inês; SILVA. **Study of Deposition Strategies of a Wire + Arc Additive Manufactured Component.** 2018. 64f. Thesis: Master of Science Degree in Materials Engineering. Técnico Lisboa, 2018. Disponível em: <[https://fenix.tecnico.ulisboa.pt/downloadFile/844820067125611/74180\\_\\_Dissertacao.pdf](https://fenix.tecnico.ulisboa.pt/downloadFile/844820067125611/74180__Dissertacao.pdf)>
- [5] ARTAZA, T.; ALBERDI, A.; MURUA, M.; GORROTXATEGIA, J.; FRIAS, J.; PUERTAS, G.; MELCHOR, M. A.; MUGICA, D.; SUÁREZ, A. Design and integration of WAAM technology and in situ monitoring system in a gantry machine. **Elsevier.** Pontevedra, v.13, p. 778-785, junho 2017. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2351978917308223>> Acesso em: 17/03/21.
- [6] CAMPATELLI, Gianni; MONTEVECCHI, Filippo; VENTURINI, Giuseppe; INGARAO, Giuseppe; PRIARONE, Paolo. Integrated WAAM-Subtractive Versus Pure Subtractive Manufacturing Approaches: An Energy Efficiency Comparison. 2018. **International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology.** V. 7, p.1-11. (2020). Disponível em: <<https://link.springer.com/article/10.1007/s40684-019-00071-y>> Acesso em: 09/03/2021



## RELACIÓN ENTRE LAS VARIABLES DE MARCADO POR LASER Y LA TENSIÓN DE ROTURA EN PROBETAS DE TRACCIÓN DE ACERO AVANZADO DE ALTA RESISTENCIA.

Alejandro Simoncelli <sup>(1,2)</sup>

German R. Abate <sup>(1,2)</sup>

Daniela J. Perez <sup>(1,2)</sup>

Vitaliy Martynenko <sup>(1,2)</sup>

Antonio J. Sánchez Egea <sup>(3)</sup>

Daniel Martínez Krahmer <sup>(1,2)</sup>

### ABSTRACT

En la caracterización de un acero de alta resistencia, como material destinado al conformado de chapas para la industria automotriz, es necesario realizar el diagrama de límite de conformado. Para ello, se requiere trazar sobre la superficie de las probetas un marcado que debe ser indeleble, visible y con precisión dimensional. Los equipos de grabado láser suponen una herramienta rápida y económica para lograr dichos objetivos de marcado. Sin embargo, por tratarse de un proceso térmico existe la posibilidad de afectar significativamente las propiedades mecánicas del material original. Es por tal motivo que se estudió la sensibilidad de dos aceros empleados en los procesos de estampado automotriz. Al observar una afectación significativa en las propiedades mecánicas en uno de ellos, se procedió a la realización de un diseño de experimentos (DOE) a fin de evaluar la influencia del foco, potencia y cantidad de pasadas del proceso de grabado láser sobre los resultados de un ensayo de tracción. Por último, a partir de los resultados experimentales se estableció un modelo mediante regresión por mínimos cuadrados que permite visualizar de forma sencilla la afectación mecánica.

**Keywords — Acero alta resistencia, grabado láser, DOE, regresión por mínimos cuadrados, ensayo de tracción, tensión de fractura.**

### 1. INTRODUCCION

Las empresas estampadoras de la industria automotriz argentina, por requisitos internacionales y de calidad, se encuentran en la necesidad de incorporar know-how para el procesamiento de aceros de alta resistencia. En este sentido, resulta pertinente el estudio del comportamiento de estos materiales de mayor resistencia a la deformación. Este tipo de aceros son una amplia familia que incluyen a los denominados dual-phase, complex-phase, ferríticos-bainíticos, martensíticos, etc [1]. La forma práctica para conocer el comportamiento de las chapas frente a las deformaciones que se producen durante el estampado es mediante la construcción de los diagramas límites de conformado [2]. Esta actividad requiere de ensayos de tracción para el trazado de su sector izquierdo (tracción-compresión), y de Nakazima para el lado derecho (tracción-tracción) [3]. Conocidos los diagramas límites de conformado,

<sup>(1)</sup> Departamento de Procesos de Mecanizado y Conformado, INTI, Argentina

<sup>(2)</sup> Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Argentina

<sup>(3)</sup> Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad Politécnica de Cataluña, España

estos pueden ser interpretados por los softwares de simulación de estampado de chapa para ajustar así el diseño de las matrices, de modo tal de poder alcanzar piezas compatibles con sus posibilidades de conformado [4]. En los ensayos de tracción y de Nakazima es necesario deformar las probetas hasta producir la rotura. Uno de los métodos para cuantificar las deformaciones producidas durante cada tipo de ensayo es generar un marcado con un patrón que sea indeleble, preciso y que no afecte localmente las propiedades del material [5]. Estos requisitos podrían ser alcanzados de forma económica y práctica mediante el uso del marcado láser. Sin embargo, por tratarse de un proceso térmico, las propiedades mecánicas podrían verse afectadas. Para poder evaluar la posible alteración debida al proceso de marcado láser se empleó el ensayo de tracción, para la realización de pruebas preliminares en chapas de aceros de alta resistencia de dos materiales diferentes, y posteriormente se ajustó un diseño de experimentos (DOE) sobre aquel de mayor sensibilidad a la afectación térmica. El resultado de esta etapa previa permite orientar en la selección de condiciones de grabado láser seguro. De estos resultados se estableció un modelo ajustado por regresión de mínimos cuadrados para graficar superficies de respuesta que permiten identificar de forma sencilla el grado de influencia de las variables analizadas en la alteración de las propiedades mecánicas.

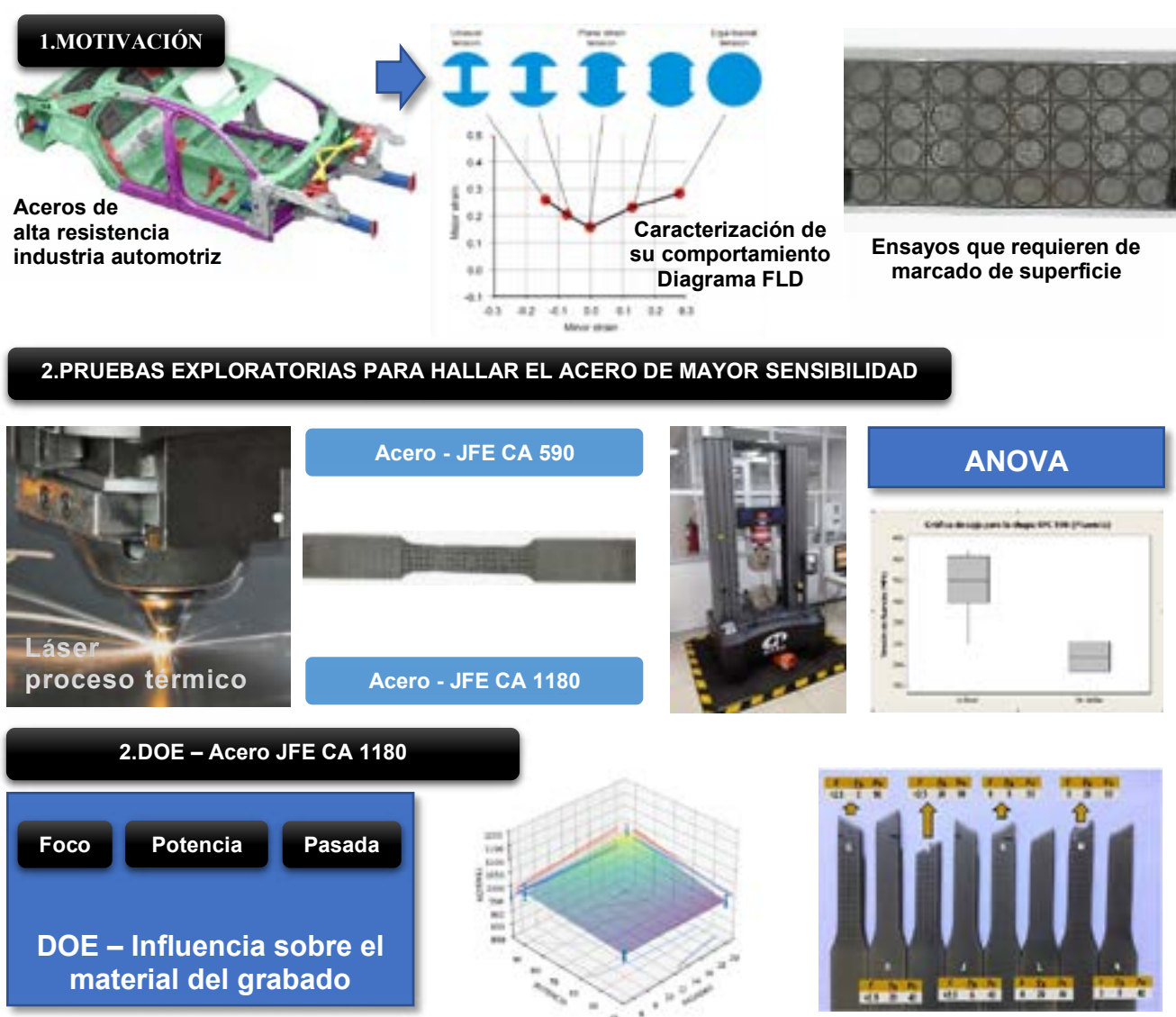


Figura 1: Resumen de metodología y motivación del trabajo.

## 2. MÉTODOLÓGÍA Y RESULTADOS

### 2.1 Sensibilidad de los aceros JFE CA 590 y JFE CA 1180 al grabado láser

En este trabajo se estudiaron dos tipos de chapas de acero de alta resistencia, una designada como JFE CA 590 y la otra como JFE CA 1180, ambos materiales de uso extendido en el sector automotriz, con el objetivo de evaluar la influencia del marcado láser sobre las propiedades mecánicas en un ensayo de tracción. Para la determinación de las propiedades mecánicas de ambos materiales se utilizó el ensayo de tracción definido por la Norma ASTM E8. La dirección del corte de las probetas fue siempre coincidente con la dirección de laminación de la chapa. El corte fue realizado con un equipo de corte por chorro de agua con abrasivo granate malla # 80, por su mínima afectación respecto a otros procesos de corte térmico [6]. La máquina empleada fue una Flow Mach 3 modelo 1313b, con cabezal de corte con compensación de conicidad y bomba intensificadora de 60.000 psi.



**Figura 2:** Equipo de corte por chorro de agua

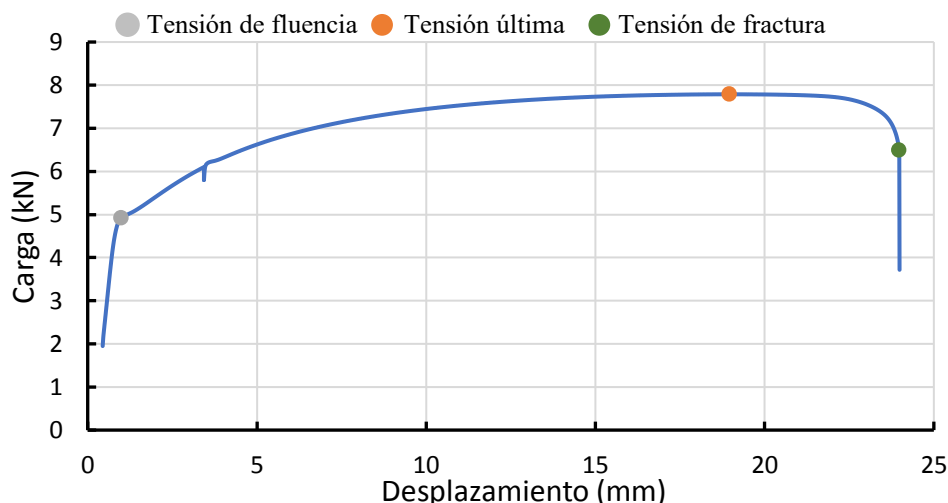
Por cada material se elaboraron 16 probetas, de las cuales se grabaron 8 por láser. El grabado se realizó en solamente una de las caras de la probeta, con un patrón circular de 2.5 mm de diámetro, tal como lo indica la Norma ASTM E2218. Para el proceso de marcado se empleó un láser de fibra de Yterbio de 20 W, con cabezal de escaneo galvanométrico, con una fuente IPG modelo YLPN-1-100-20-M. Los parámetros de grabado se encuentran disponibles en la Tabla 1:

**Tabla 1:** Parámetros de configuración del Laser en el grabado

Parámetro	Valor
Foco [mm]	5
Número de pasadas	1
Potencia [%]	75
Desplazamiento del haz [mm/s]	20
Frecuencia del pulso [kHz]	200

Los parámetros de grabado fueron seleccionados de forma cualitativa teniendo en cuenta aquellos que presentaron un grabado legible, sin producir deformaciones apreciables en la probeta (algunas condiciones empleadas para probar el procesamiento, debido a un exceso de temperatura, generaron una curvatura apreciable en las muestras, lo cual fue un criterio para descartarlas).

Los ensayos de tracción fueron realizados en una máquina de tracción universal con 250 kN de capacidad, marca Instron y modelo 5985. Se empleó un extensómetro con 50 mm de longitud inicial, marca Instron 2630-112, con la finalidad de obtener en cada ensayo la tensión de fluencia, la tensión última, la tensión de fractura, la deformación bajo carga última y la deformación bajo carga de fractura. La velocidad de aplicación de la carga fue fijada en 5 mm/min (según Norma IRAM IAS U500-45), y los ensayos se realizaron en una cabina climatizada, con condiciones de temperatura y humedad controladas (temperatura = 22°C y humedad = 40%). Los análisis fractográficos se hicieron con un Microscopio Electrónico de Barrido Philips SEM 505.



**Figura 3:** Ejemplo de diagrama obtenido en ensayo de tracción JFE CA 590

Los 32 ensayos de tracción para evaluar la influencia del marcado láser en los aceros JFE - CA 590 y JFE - CA 1180 mostraron fracturas dentro de la zona calibrada.

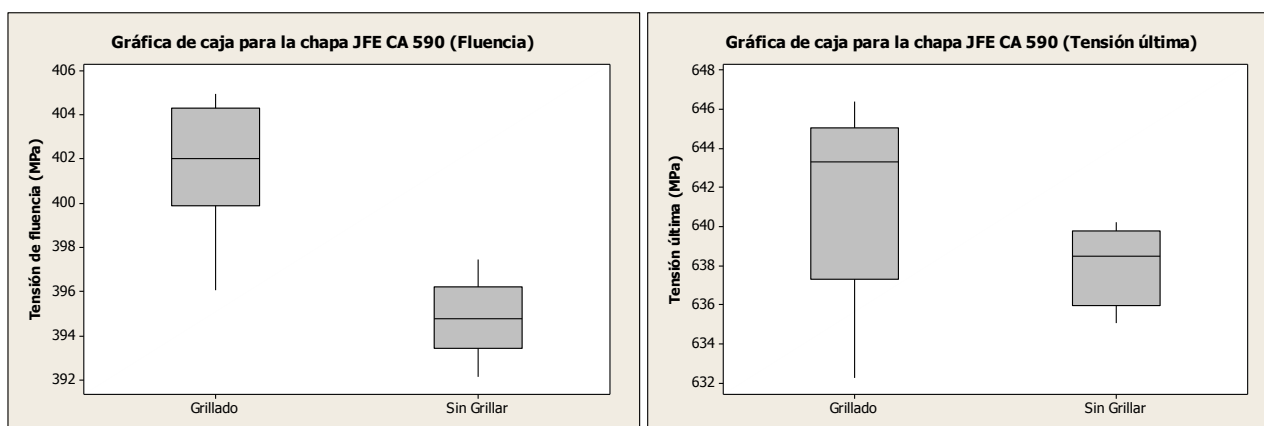


**Figura 4:** Imagen de las fracturas durante ensayo de tracción JFE - CA 590 marcada y sin marcar



**Figura 5:** Imagen de las fracturas durante ensayo de tracción JFE - CA 1180 marcada y sin marcar

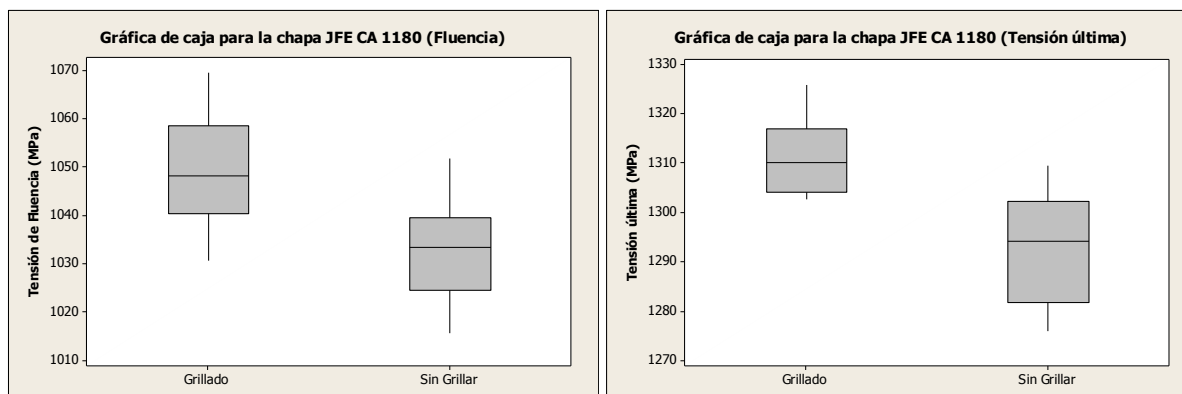
Primeramente, se comparó el comportamiento de las probetas mediante gráficas de cajas y barras entre las probetas marcadas y sin marcar, ver Figura 6 y 7. A modo de ejemplo, a continuación, se muestran los resultados sobre la tensión de fluencia y la tensión última del material para los aceros JFE - CA 590 y JFE - CA 1180 (ver figuras 6 y 7).



**Figura 6:** Influencia del marcado sobre el material JFE - CA 590

De la totalidad de respuestas analizadas, sobre el acero JFE - CA 590, sólo se observaron diferencias en la tensión de fluencia, sobre la respuesta de la tensión última no mostró diferencias significativas.





**Figura 7:** Influencia del marcado sobre el material JFE - CA 1180

En el acero JFE – CA 1180 se aprecian diferencias para la tensión de fluencia y la tensión última entre las probetas que fueron marcadas y las que no. Para analizar las cinco respuestas se realizó un ANOVA balanceado, con un nivel de confianza del 95% y se obtuvieron los valores del estadístico p. Si el estadístico resulta mayor a 0.05, el marcado láser no producía ninguna diferencia significativa, en cambio sí p es menor a 0.05 el marcado influía de forma significativa sobre la respuesta mecánica analizada en el ensayo de tracción.

**Tabla 2:** Estadístico p para las respuestas requeridas

	JFE - CA 590	JFE - CA 1180
Parámetro	Valor p	Valor p
Tensión de fluencia	<b>0.000</b>	<b>0.015</b>
Tensión última	0.078	<b>0.002</b>
Tensión de fractura	0.497	<b>0.008</b>
Alargamiento % a tensión última	0.090	0.456
Alargamiento % a tensión de fractura	0.231	0.189

De acuerdo con los resultados obtenidos en las gráficas de cajas y barras, además de los obtenidos del ANOVA balanceado, el material que muestra las mayores diferencias entre las probetas marcadas y sin marcar es el acero JFE - CA 1180. Por tal motivo enfocaremos el trabajo en este acero.

## 2.2 DOE - influencia sobre el acero JFE - CA 1180 de tres factores de proceso

A partir de los resultados obtenidos se realizó un DOE sobre el material de mayor sensibilidad al grabado láser, es decir, el acero JFE CA 1180. Con el objetivo de establecer la influencia puntual de las variables de proceso de grabado sobre las propiedades mecánicas del material.

**Tabla 3:** Propiedades mecánicas - Acero JFE CA 1180

JFE CA 1180	Valor
Tensión de fluencia [N/mm <sup>2</sup> ]	825
Tensión última [N/mm <sup>2</sup> ]	1180
Alargamiento a la rotura [%]	7
Desplazamiento del haz [mm/s]	20
Espesor [mm]	1.2

**Tabla 4:** Elementos de aleación - Acero JFE CA 1180.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Fe
Wt%	0.12	0.50	2.0	0.01	0.003	Balance

De las pruebas exploratorias se tomaron cualitativamente los siguientes parámetros: foco, cantidad de pasadas y potencia. Para el diseño de experimentos los niveles evaluados para cada factor se exponen en la tabla siguiente:

**Tabla 5:** Factores, niveles y respuestas para el DOE sobre el acero JFE - CA 1180

Factor	Nivel
Foco [mm]	1.2 – 3.7
Cantidad de pasadas	5 – 20
Potencia [%]	40 – 90
Parámetros mecánicos estudiados	
Tensión de fluencia	
Tensión última	
Tensión de fractura	
Alargamiento a la tensión última	
Alargamiento a la tensión fractura	

Para la realización de la totalidad de las combinaciones comprendidas por los tres factores “*f*” con sus dos niveles “*L*” fue necesario efectuar un total de 8 ensayos de tracción para obtener un diseño factorial completo, definido como el número de niveles elevado al número de factores  $L^f = 2^3$ .

A su vez, para cada combinación se realizaron 5 repeticiones con el objetivo de evaluar la repetibilidad del ensayo. Las 8 combinaciones con sus 5 repeticiones requirieron la fabricación de 40 probetas, y adicionalmente se ensayaron 5 probetas sin marcar como referencia a la afectación mecánica del grabado láser. Con lo cual, se fabricaron un total de 45 probetas de tracción.

**Tabla 6:** Denominación asignada a las probetas con sus diferentes marcados

Parámetros	Probetas								
	G	H	I	J	K	L	M	N	O
Foco [mm]	3.7	3.7	3.7	3.7	1.2	1.2	1.2	1.2	-
Nº de pasadas	5	20	20	5	5	20	20	20	0
Potencia [%]	90	40	90	40	90	40	90	40	-

A cada una de las combinaciones de parámetros de grabado se les asignó una letra, de la G a la N, y a las probetas de referencia que no poseen marcado alguno se les asignó la letra O. Las 45 probetas ensayadas de acero JFE - CA 1180 sufrieron fracturas dentro de la zona calibrada y cercana a la zona central, tal como puede observarse en la Figura 8.

**Figura 8:** 45 probetas ensayadas de acero JFE - CA 1180 como resultado del DOE

La influencia de la combinación de los diferentes parámetros de marcado, compuesta por los 8 grupos de probetas (del grupo G al N), en las cinco respuestas obtenidas del ensayo de tracción, se muestran en los siguientes gráficos de cajas y barras (Figuras 9, 10 y 11).

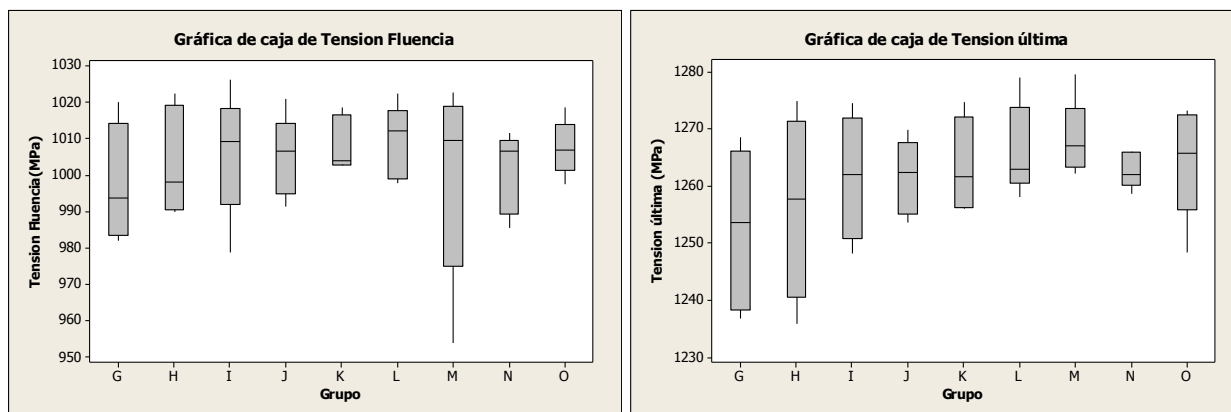


Figura 9: Gráfica de cajas para la tensión de fluencia y la tensión última

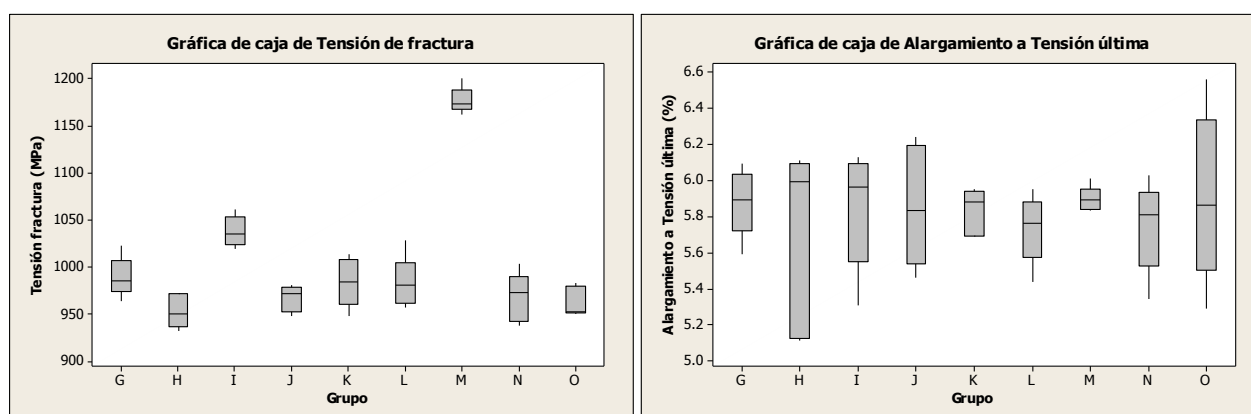


Figura 10: Gráfica de cajas para la tensión de fractura y el alargamiento a tensión última

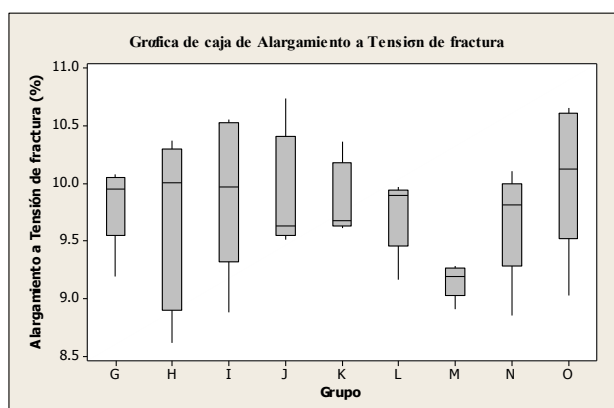


Figura 11: Gráfica de cajas para el alargamiento a tensión de fractura

De la observación de los diagramas de caja surge que, la mayor diferencia apreciable se da en la condición de marcado M y específicamente en la tensión de fractura. La condición M fue la de mayor potencia, mayor número de pasadas y en foco (foco = 1.2 mm sobre la superficie de apoyo de la probeta generando la máxima concentración de energía).

Tabla 7: Estadístico p para las respuestas analizadas

Variable de respuesta	Estadístico p
Tensión de fluencia	0.927
Tensión última	0.338
Tensión de fractura	<b>0.000</b>
Alargamiento a tensión última	0.947
Alargamiento a tensión de fractura	0.257

Desde el punto de vista estadístico, segmentando los resultados como grupos de probetas con diferentes marcados, tal y como se observó en las gráficas de cajas y barras, solo se han encontrado diferencias significativas entre las probetas marcadas sobre la tensión de fractura del material.

En relación con la influencia específica de los 3 parámetros de grabado en sus dos niveles, los resultados se muestran a continuación:

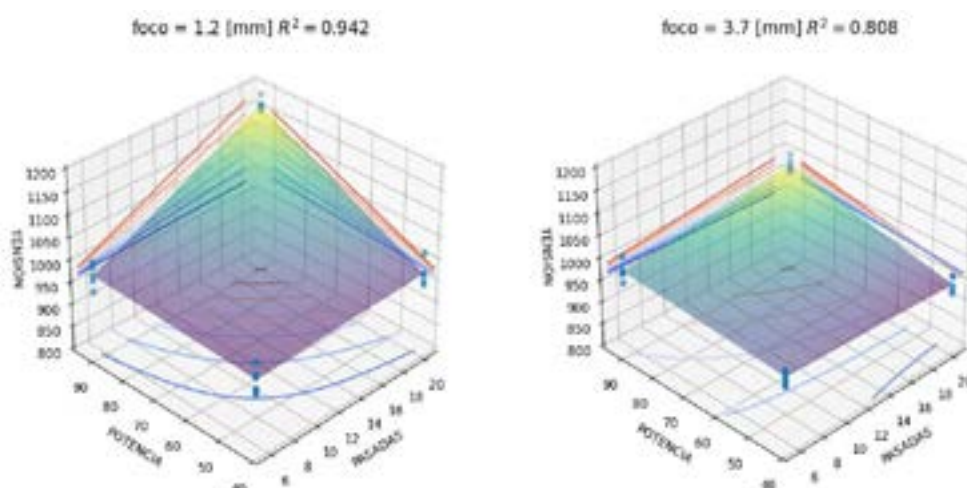
**Tabla 8:** Influencia de los factores sobre las respuestas analizadas

Variable de respuesta	Valores de p vs Condición de grabado láser		
	Potencia	Foco	Pasadas
Tensión de fluencia	0.728	0.763	0.762
Tensión última	0.916	<b>0.025</b>	0.356
Tensión de fractura	<b>0.000</b>	<b>0.011</b>	<b>0.000</b>
Alargamiento a tensión última	0.213	0.830	0.664
Alargamiento a tensión de fractura	0.721	0.151	0.228

Los resultados indican que todos los parámetros de grabado influyen de forma significativa sobre la tensión de fractura de las probetas. A su vez solamente el foco también lo hace sobre la tensión última.

Segregando los datos por foco, se obtuvo mediante análisis de regresión del modelo descrito en la ecuación (1), las superficies de respuesta mostradas en la Figura 12. Estas superficies brindan una visualización de la incidencia de las condiciones de grabado sobre la tensión de fractura  $\sigma_{frac}$ , siendo  $P$  la potencia porcentual, y  $S$  el número de pasadas del proceso de grabado.

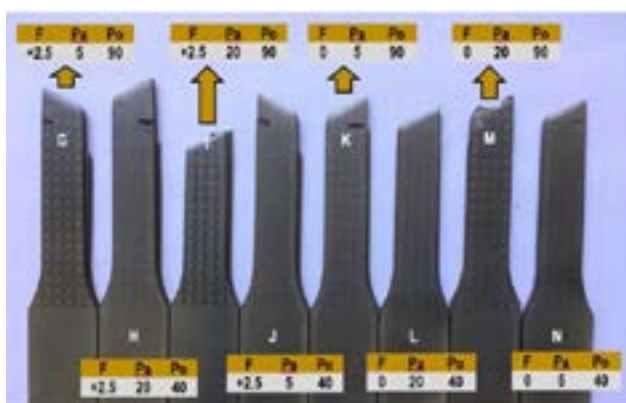
$$\sigma_{frac} = a + b.P + c.S + d(S.P) \quad (1)$$



**Figura 12:** Superficies de respuesta segregadas por foco

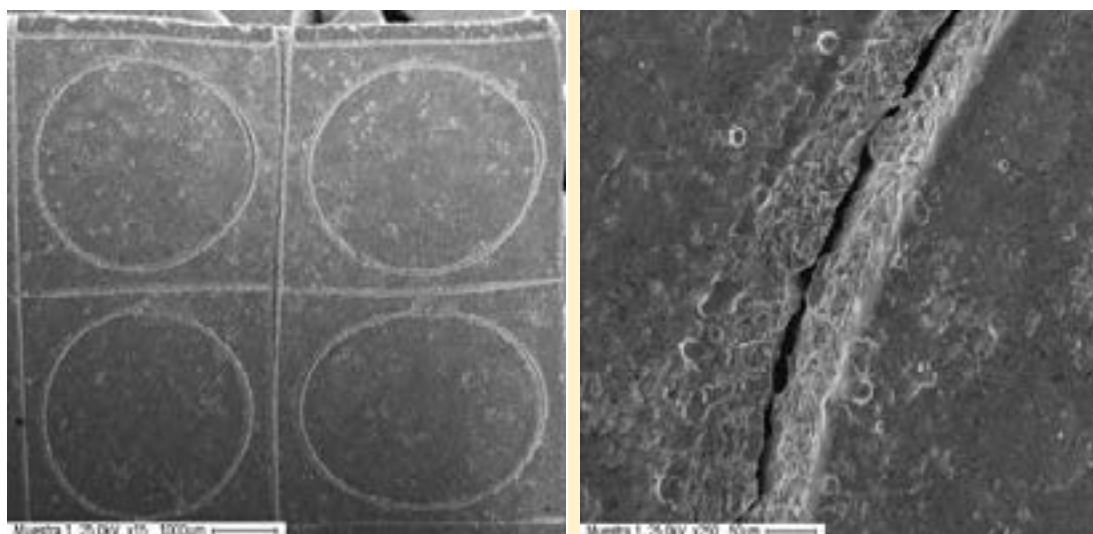
### 2.3 Análisis fractográfico, metalográfico y de dureza de las zonas afectadas por el marcado

Los análisis fractográficos sobre la combinación de factores que produjo la mayor afectación (M), se realizaron utilizando un Microscopio Electrónico de Barrido Philips SEM 505.



**Figura 13:** Los ocho grupos de probetas marcadas y ensayadas

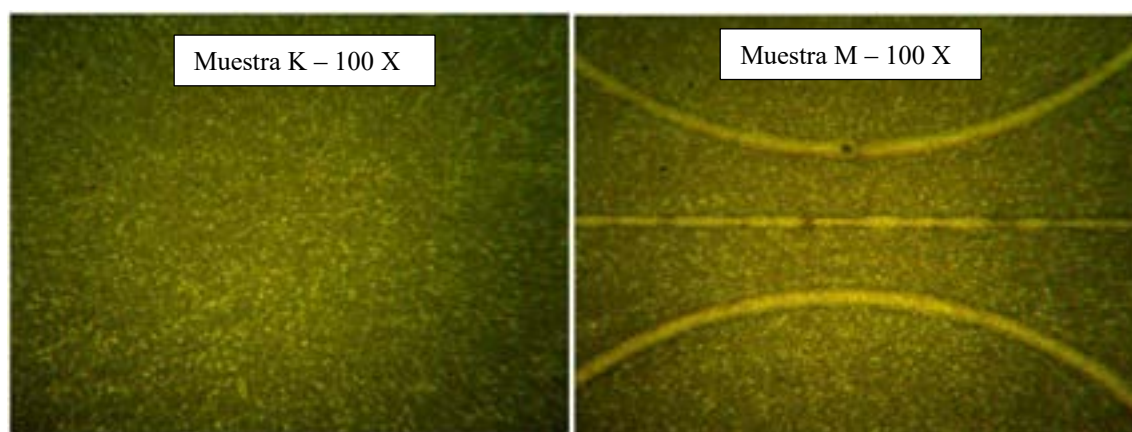
En la Figura 13 se observa como el marcado M produjo una superficie de fractura diferente al resto de los grupos. Concretamente la fractura sucedió sobre las líneas del marcado (ver Figura 14), explicando así la diferencia de comportamiento observada en el gráfico de cajas de la tensión de fractura.



**Figura 14:** Fractura de la probeta con la combinación de variables de marcado grupo M

Para profundizar sobre la afectación térmica y la geometría de grabado producidas sobre por las distintas condiciones de marcado, se realizaron análisis metalográficos, incluyendo en primer lugar las caras marcadas. Las imágenes se obtuvieron a partir de un microscopio metalográfico, modelo: MicroStar IMS-300 Inverted Metallurgical Microscope, siendo capturadas por una Cámara metalográfica Toupcam, modelo UCMOS05100KPA. Los ensayos metalográficos fueron realizados en el laboratorio de Metalurgia de la Universidad Nacional de Hurlingham.

En la Figura 15 se observan las superficies incluidas, pulidas y atacadas con Nital al 4% de una muestra correspondiente al grupo K y otra del grupo M.

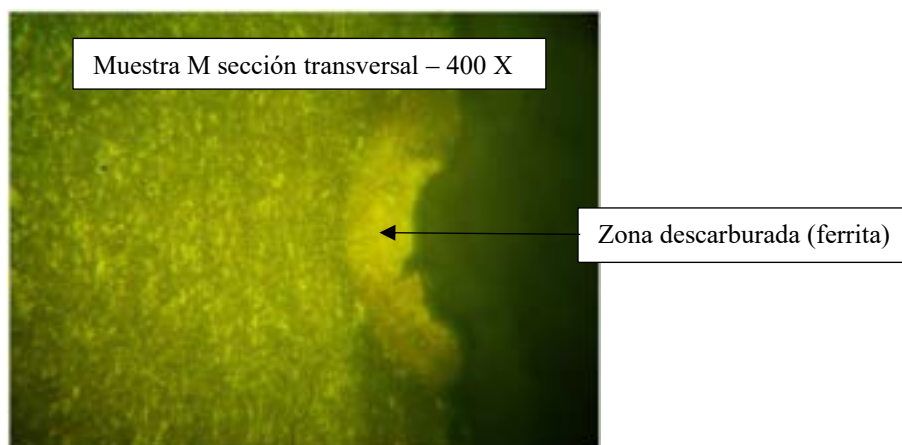


**Figura 15:** Metalografía sobre la superficie grabada – Probetas K y M

De las observaciones de este primer grupo de inclusiones metalográficas se desprende que todas presentaron una estructura ferrítico-martensítica compacta correspondiente con un acero Dual-Phase. Por su parte, solo la muestra M permitió observar la afectación por el proceso de grabado.

La afectación ocurrida en este último grupo (M) se efectuó la inclusión de una sección transversal, con el fin de evidenciar tanto la afectación térmica producida, como la geometría del grabado. Asimismo, se realizaron mediciones de microdureza en el espesor de la probeta. La microdureza se realizó con un microdurómetro marca Digimes, modelo MHVD-1000 AP.





**Figura 16:** Sección transversal del marcado – Probeta M

En la imagen anterior se puede observar el aporte térmico producido por el grabado láser, mostrando una zona descarburada, así como un tamaño del grabado de unos 80  $\mu\text{m}$  de ancho por 54  $\mu\text{m}$  de profundidad.

Por último, se realizaron durezas Vickers con una carga de 500 g sobre la zona descarburada y en zonas alejadas de la afectación térmica, resultado los valores de la tabla siguiente:

**Tabla 9:** Microdureza sobre la zona afectada por el láser

Zona	Dureza HV promedio	Desviación estándar
Descarburada	415.6	14.0
Material sin afectar	466.0	34.1

Los promedios de dureza obtenidos para ambas zonas muestran que, la zona afectada por el calor del grabado tiene una dureza menor en un 10.8 % al material original. Estos valores son compatibles con la visualización de ferrita en la zona afectada por el Láser.

#### 4. CONCLUSIONES

El presente trabajo describe un procedimiento que tiene por finalidad evaluar la posibilidad de aplicar el marcado laser sobre probetas planas de tracción obtenidas a partir de aceros de alta resistencia. Asimismo, se buscó establecer la influencia de los parámetros del láser sobre las propiedades mecánicas estudiadas. Se pueden enumerar los siguientes hallazgos:

Durante los ensayos realizados no se evidenciaron diferencias estadísticamente significativas sobre los alargamientos porcentuales tanto para la tensión última como para la tensión de fractura, derivados del proceso de marcado. Sin embargo, el marcado láser si ha producido una influencia sobre las tensiones, aumentándolas ligeramente (fluencia, ultima y de fractura). Este efecto podría ser atenuado reduciendo la densidad del marcado, esto es dejando sólo la matriz circular y eliminando la cuadrangular.

El proceso de marcado láser, aplicado con las condiciones adecuadas, es capaz de imprimir una grilla legible y sin afectar las propiedades mecánicas de los aceros estudiados. Sin embargo, existe una relación de compromiso entre la legibilidad del patrón de marcado y la mínima afectación.

Mientras que el aumento de la potencia y la cantidad de pasadas incrementan la resistencia, al elevar el foco (ampliación del *spot* del láser) se genera una disminución de la resistencia. A su vez la visualización de las interacciones mediante superficies facilita la interpretación de esta conclusión.

Por otra parte, en las condiciones de marcado de las probetas designadas como M (en foco, mayor cantidad de pasadas y de potencia), la fractura de la probeta ocurrió siguiendo las líneas del marcado. Este efecto se corresponde con lo visualizado en los ensayos metalográficos de la sección transversal

donde puede observarse una entalla profunda con ferrita en su perímetro.

Finalmente, de todos los estudios llevados a cabo se desprende que, las condiciones operativas del láser, utilizadas para las probetas grilladas designadas como J y H, y en ese orden, produjeron la menor afectación sobre las propiedades mecánicas, con grillas visibles en ambos casos, tanto a simple vista como empleando un microscopio óptico.

#### 4.1 Trabajos a futuro:

Ampliar la batería de ensayos a condiciones intermedias para validar las regresiones utilizadas.

Estudiar el caso de aplicar una capa de pintura sobre la cual realizar el marcado y si la misma protege a la probeta de la afectación o permite mayor contraste en las condiciones más favorables.

#### Agradecimientos

Los autores desean agradecer a los Sres. Facundo Rochi y Juan Manuel Gómez por los aportes realizados al presente trabajo, que surgen del proyecto denominado “*Afectación térmica de un acero de alta resistencia grillado por láser en distintas condiciones de proceso*”, proyecto de fin de carrera de la tecnicatura en Metalurgia de la Universidad Nacional de Hurlingham.

Asimismo, agradecer a las autoridades de la citada institución, Ings. Antonio Bencardino y Diego Migliorino, por haber facilitado el desarrollo del mencionado proyecto.

#### References

- [1] Altan T, Tekkaya E, Sheet Metal Forming. Processes and applications. ASM International, 2012. ISBN-13: 978-1-61503-844-2
- [2] Bong H, Barlat F, Lee M, Ahn D, The forming limit diagram of ferritic stainless-steel sheets: Experiments and modeling. International Journal of Mechanical Sciences 64 (2012) 1–10. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2012.08.009>
- [3] Schwindt C, Stout M, Iurman L, Signorelli J, Forming Limit Curve Determination of a DP-780 Steel Sheet. Procedia Materials Science 8 (2015) 978 – 985. doi: 10.1016/j.mspro.2015.04.159.
- [4] Antúnez N, Martynenko V, Abate G, Perez D, Chiapparoli W, Martínez Krahmer D, Simulación computacional de un ensayo Erichsen aplicado a una chapa de acero DC-06. Revista Materia V23 N°2 (2018), Rio de Janeiro, Brasil. DOI: 10.1590/S1517-707620180002.0362.
- [5] Martínez Krahmer D, Simoncelli A, Antúnez N, Martynenko V, Abate G, Perez D, Lopez de Lacalle N, Influencia del Grillado láser sobre el comportamiento de probetas de tracción de un acero de alta resistencia. Revista DYNA (2020), BILBAO, España.
- [6] Martínez Krahmer D, Polvorosa R, López de Lacalle L. N, Alonso-Pinillos U, Abate G, Riu F, Alternatives for Specimen Manufacturing in Tensile Testing of Steel Plates. Experimental Techniques, July 2016. DOI: 10.1007/s40799-016-0134-5.



## 40° S E N A F O R

24ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil  
23ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 10ª Conferência Internacional de  
Conformação de Chapas / 7º Congresso do BrDDR  
10ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis  
3ª Conferência Internacional de Engenharia de Superfícies na Conformação de Materiais  
Centro de Eventos do Hotel Continental - Porto Alegre/RS  
13, 14 e 15 de outubro de 2021

# DETERMINAÇÃO DA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO DO AÇO AISI 1008

J. Thön Langbehn <sup>(1)</sup>  
A. de Oliveira Souza <sup>(2)</sup>  
D. Morona <sup>(3)</sup>  
R. Varnier <sup>(4)</sup>  
A. Daleffe <sup>(5)</sup>

## RESUMO

Os aços baixo carbono são amplamente utilizados na fabricação de peças estampadas, devido seu baixo custo e boa estampabilidade. Dentre os aços carbono mais utilizados, pode-se citar o aço AISI 1008, que possui alta ductilidade e tenacidade. Esse aço tem sido alvo de estudos tanto na área de estampagem tradicional como na área da estampagem incremental. Existem diversas técnicas para avaliar a estampabilidade de um aço, sendo a determinação da Curva Limite de Conformação (CLC) uma das mais importantes e usuais. Por meio da curva CLC identificam-se os limites de deformação de um determinado material com determinada espessura bem como o tipo de deformação que ocorre nesse material. O presente trabalho tem como objetivo determinar a curva CLC de uma chapa laminada de aço AISI 1008 com espessura de 1,5mm. Para isto, foi utilizado o ensaio de Nakazima, com a fabricação de 8 corpos de prova com diferentes tamanhos e estampados até o seu rompimento. Para a elaboração da curva CLC foram realizadas marcações eletroquímicas de círculos com diâmetro de 2,5mm. Após a estampagem, os círculos mais próximos ao rompimento da chapa foram medidos na menor e maior deformação; os valores de deformação verdadeira foram então utilizados para determinar a curva CLC. Este ensaio possui aplicação prática na indústria, pois a curva obtida pode ser comparada com a estampagem de uma peça real com o mesmo material e espessura e determinar assim se a peça poderá ser estampada sem que haja rompimento. A curva obtida no estudo servirá como base de informação para aplicações na indústria e referência para desenvolvimento de novos trabalhos, justificando assim a realização desse trabalho.

**Palavras-chave** — Estampagem, curva CLC, aços baixo carbono, conformação, ensaio Nakazima.

- (1) Mestranda Eng. Metalúrgica, Centro Universitário UNISACT, [jtlangbehn@hotmail.com](mailto:jtlangbehn@hotmail.com)  
(2) Mestrando Eng. Metalúrgica, Centro Universitário UNISACT, [alexandresouza@outlook.com](mailto:alexandresouza@outlook.com)  
(3) Mestranda Eng. Metalúrgica, Centro Universitário UNISACT, [professoradiana.morona@gmail.com](mailto:professoradiana.morona@gmail.com)  
(4) Mestrando Eng. Metalúrgica, Centro Universitário UNISACT, [raul.varnier@hotmail.com](mailto:raul.varnier@hotmail.com)  
(5) Prof. Dr., Centro Universitário UNISACT, [anderson.daleffe@satc.edu.br](mailto:anderson.daleffe@satc.edu.br)

## 1. INTRODUÇÃO

As chapas finas de aço laminadas são amplamente empregadas na fabricação de peças estampadas. Dentre os aços, os baixa liga e inoxidáveis são os mais utilizados pela sua alta conformabilidade e/ou propriedades finais desejáveis [1]. Os aços baixa liga são empregados na fabricação de diversas peças e componentes estampados, tanto para indústria automobilística, como naval, eletrônica e geração de energia, devido seu baixo custo e grande disponibilidade [2].

Em relação a processos de estampagem, as chapas finas de aço podem ser conformadas em todos os tipos de processo, sendo a estampagem profunda a mais problemática, devido a grande deformação do material e risco de rompimento. Nesse tipo de processo é imprescindível que as características do material sejam muito bem conhecidas e controladas, como a composição química, índice de anisotropia do material, microestrutura e ainda o limite de conformação [3]-[4].

Peças com geometrias complexas que exijam ser conformadas por estampagem profunda, seja por embutimento ou repuxo, em geral necessitam mais de uma etapa de conformação para atingir a geometria final desejada. Neste sentido, o campo de estampagem incremental vem crescendo fortemente. Nesse processo, com auxílio de uma máquina CNC e programação em CAM é possível realizar uma estampagem por passes adquirindo geometrias muito complexas de uma só vez e com grandes percentuais de conformação final da peça. Diversos estudos vêm sendo realizados nessa área, tanto para aplicações industriais como também para aplicação em próteses [5]-[6]-[7]-[8].

Para que se conheça o limite de conformação de um metal é possível fazer o levantamento da Curva Limite de Conformação (CLC). Esta curva, muito utilizada de forma prática na indústria de estampagem, determina por meio das deformações verdadeiras até onde é possível conformar o material com espessura determinada sem que ele rompa. Dessa forma, é possível levantar a curva em laboratório da matéria-prima escolhida e comparar com a deformação sofrida pela peça a ser fabricada, para assim, estimar se ela poderá ser fabricada com processo determinado em projeto sem sofrer rompimento [9].

O objetivo desse trabalho consiste em determinar a curva CLC de um aço AISI 1008 com espessura de 1,5mm. Sabendo da demanda de conformação em aços baixa liga e dos crescentes estudos na área de estampagem incremental, o levantamento da curva CLC realizado nesse trabalho poderá ser utilizado como referência para futuros trabalhos e para aplicação direta na indústria.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

A curva CLC foi obtida pelo método Nakazima modificado com base na referência [10] e na norma ISO 12004-2 [11]. A partir da chapa de aço AISI 1008 de 1,5mm foram obtidos 8 corpos de prova de tamanhos distintos, demonstrados na Figura 1. Na Tabela 1 estão especificadas as dimensões dos CPs, sendo que todos possuem 200mm de comprimento.



Figura 1 - Corpos de prova para ensaio de conformação - método Nakazima modificado.

Tabela 1 - Dimensões dos corpos de prova.

CP	Largura na Estricção	Largura Externa	Raio lateral
1	10	40	R100
2	20	50	R90
3	30	60	R80
4	40	70	R70
5	50	80	R80
6	60	100	R50
7	80	120	R40
8	100	150	R25

Na Tabela 2 tem-se a composição química do material utilizado. É possível observar que o percentual de Mn está um pouco abaixo do especificado na norma AISI para a liga 1008.

Tabela 2 - Composição química da chapa de aço AISI 1008 utilizado no trabalho.

C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %
0,056	0,192	0,020	0,004	0,004	0,020	0,006

Fonte: ArcelorMittal, 2019.

Para realizar a medição da deformação foi aplicada uma marcação eletroquímica nos corpos de prova com formato de círculos de 2,5mm de diâmetro, demonstrado na Figura 2.



Figura 2 - Marcação eletroquímica

Os corpos de prova foram conformados em uma prensa hidráulica com punção esférico aplicando pressão até que o corpo de prova rompesse. Foi utilizada uma graxa a base de lítio como lubrificante. A Figura 3 (a) e (b) demonstra a prensa e o posicionamento da peça em relação ao punção e as peças após ensaio, respectivamente.





Figura 3 - (a) Prensa hidráulica com corpo de prova; (b) Corpos de prova após ensaio de conformação.

Com auxílio de um microscópio foi realizada a medição das diagonais “ $d_1$ ” e “ $d_2$ ” das elipses (resultantes da deformação dos círculos) mais próximas ao rompimento. Como resultado são obtidos os valores das deformações verdadeiras  $\varphi_1$  e  $\varphi_2$  para cada elipse de acordo com as equações (1) e (2).

$$\varphi_1 = \ln \frac{d_1}{d_0} \quad (1)$$

$$\varphi_2 = \ln \frac{d_2}{d_0} \quad (2)$$

A Figura 4 demonstra o Diagrama de Deformações  $\varphi_1$  e  $\varphi_2$ , a relação entre as deformações verdadeiras e o tipo de deformação associada, onde: (a) Estiramento Profundo; (b) Estiramento de Tração (Uniaxial); (c) deformação plana e (d) Estiramento Biaxial [12].

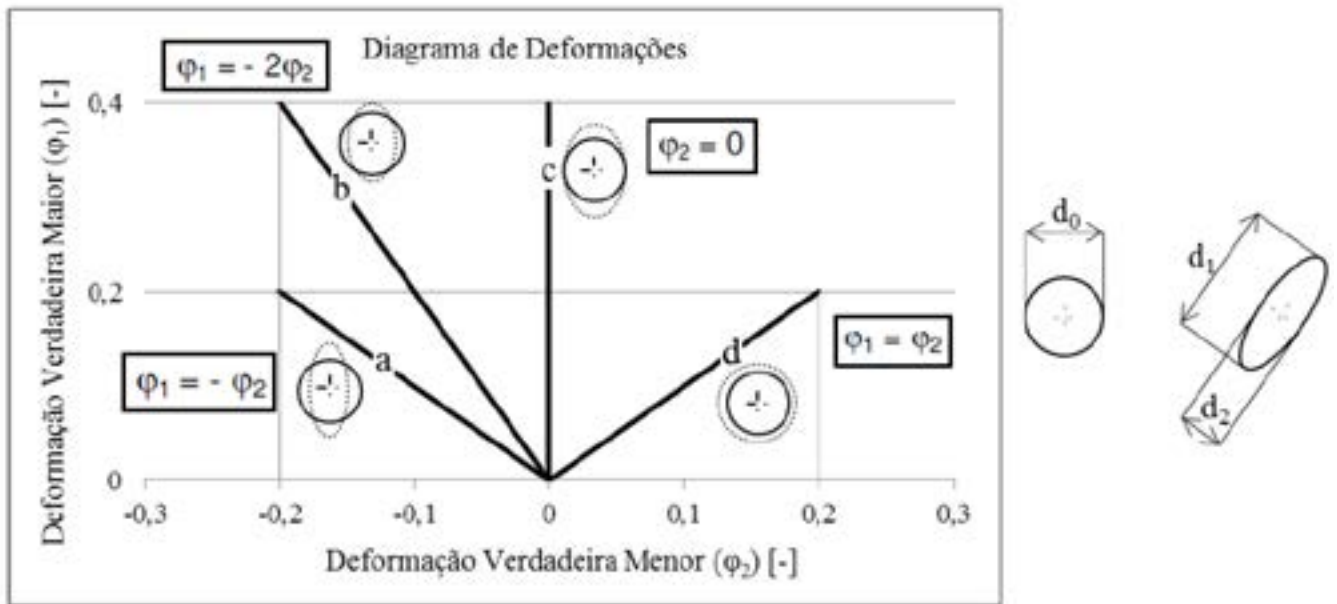


Figura 4 - Determinação de  $\phi_1$  e  $\phi_2$  por meio das diagonais a e b das elipses. Tipos de deformações existentes.  
Fonte: Adaptado de [12].

### 3. ANÁLISE DE RESULTADOS

Com dados obtidos no ensaio de Nakazima, obteve-se a curva CLC demonstrada na Figura 5.

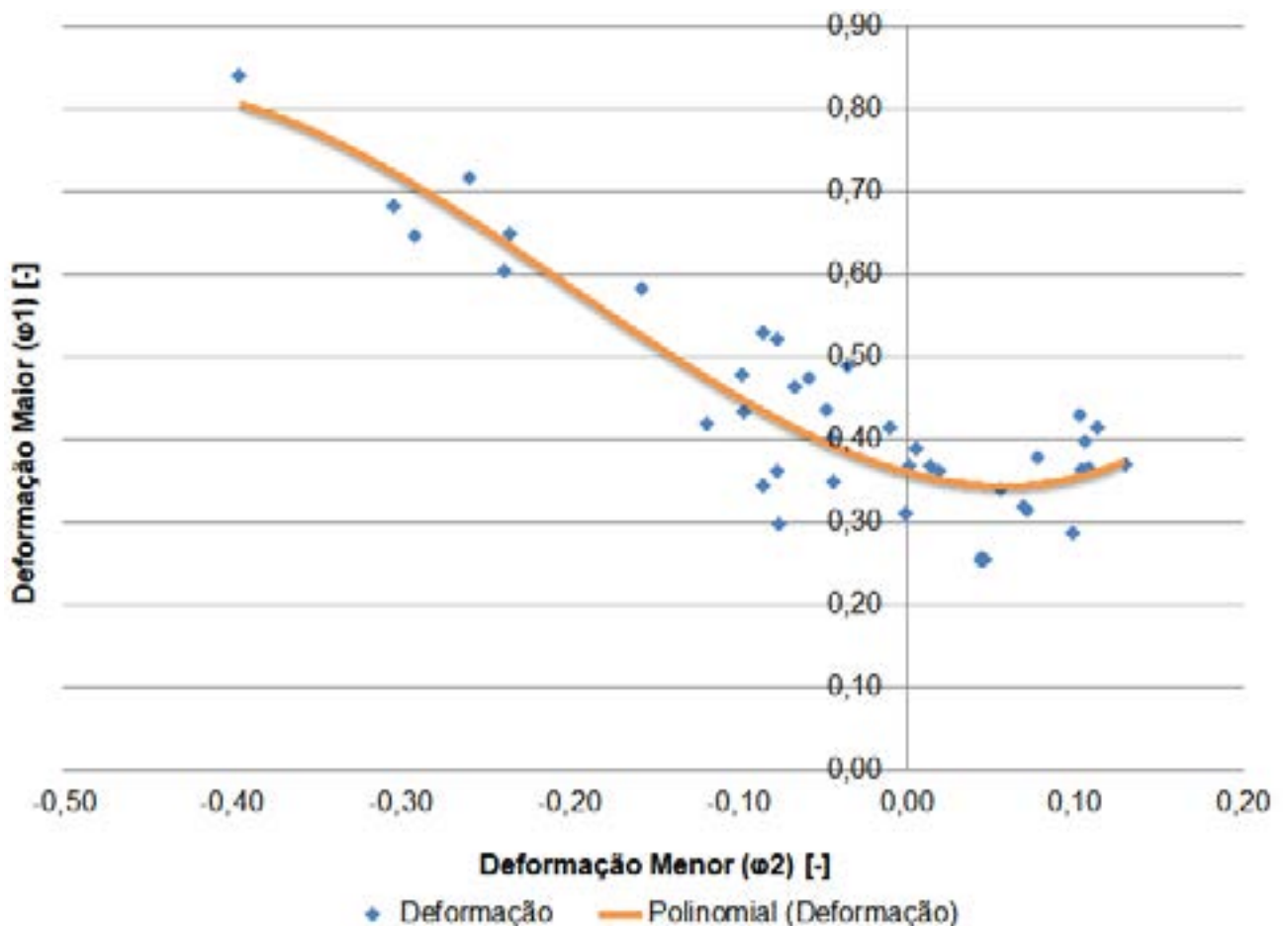


Figura 5 - Curva CLC obtida por meio do ensaio de Nakazima em chapa de aço AISI 1008 de 1,5mm.

A curva CLC obtida mostra o limite de conformação do aço em estudo. A área abaixo da curva é

relativa às deformações que a chapa pode suportar sem que haja rompimento, enquanto a área acima da curva, estará suscetível a falhas catastróficas [10]-[11].

A equação (3) demonstra o polinômio de terceiro grau que caracteriza a CLC obtida no estudo. Observa-se que o ponto de intersecção com o eixo  $\omega_1$  ocorreu em 0,36.

$$\omega_1 = 7,06\omega_2^3 + 4,22\omega_2^2 - 0,56\omega_2 + 0,36 \quad (3)$$

Onde:  $-0,40 < \omega_2 < 0,13$

A curva obtida está dentro do esperado comparando com a literatura existente para o aço AISI 1008 e materiais próximos, como o aço SAE 1006 [13]-[14]. As curvas CLC para os aços carbono possuem quase sempre o mesmo formato, mudando apenas o ponto de intersecção com o eixo  $\omega_1$ . Esse ponto está relacionado com o coeficiente de encruamento do material, espessura da chapa e tipo de lubrificação utilizada [15]-[16].

#### 4. CONCLUSÃO

Por meio do método proposto foi possível obter a curva limite de conformação para uma chapa de aço AISI 1008 com espessura de 1,5mm.

A curva forneceu dados em relação as deformações máximas que a chapa utilizada pode sofrer sem que haja rompimento. Dessa forma, poderá ser utilizada como parâmetro de comparação com peças fabricadas do mesmo material e espessura. Os dados foram condizentes com a literatura.

Ainda, a CLC construída também servirá como referência para trabalhos futuros na área de estampagem convencional e incremental, visto que os trabalhos encontrados na literatura para este material geralmente utilizam chapas com menores espessuras.

#### AGREDECIMENTO

A UNISATC por proporcionar a oportunidade de realizar este trabalho e disponibilizar a estrutura e apoio técnico para tal.

As Empresas Icon por disponibilizar o material necessário para a realização do trabalho.

#### REFERÊNCIAS

- [1] XAVIER, Marcos Domingos. Estampagem de aços carbono e inoxidáveis. Technical Report: Research Gate. São Paulo, 2015. DOI: 10.13140/RG.2.1.3679.1768
- [2] OLIVEIRA, Antônio Fabiano de. Caracterização de um aço IF após relaminação no laminador de encruamento. Dissertação de Mestrado, Universidade de São Paulo, 2010.
- [3] OLIVEIRA, Hesron William de. Metodologia teórico-numérica para concepção e fabricação de ferramental para estampagem em escala piloto de embalagens metálicas de duas peças. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal Fluminense, 2019.
- [4] HAAG, Jefferson; FERRANTI, Gabriel Oliveira. Estampabilidade de Aços Baixo Carbono. Trabalho Completo. Anais do 54º Seminário de Laminação e Conformação. Vol. 54, num. 1 (2017).
- [5] FRITZEN, Daniel; DALEFFE, Anderson; DO SANTOS DE LUCCA, Gustavo; CASTELAN, Jovani; SCHAEFFER, Lirio ; ALVES DE SOUSA, Ricardod J. . Incremental forming of Cu-35Zn brass alloy. INTERNATIONAL JOURNAL OF MATERIAL FORMING (ONLINE), v. 11, p. 1-16, 2017.
- [6] CASTELAN, Jovani; SCHAEFFER, Lirio; DALEFFE, Anderson; FRITZEN, Daniel; SALVARO, V.;

SILVA, F. P. Manufacture of custom-made cranial implants from DICOM® images using 3D Printing, CAD/CAM technology and Incremental Sheet Forming. *Revista Brasileira de Engenharia Biomédica*, v. 30, p. 1-9, 2014.

[7] DA SILVA, Pablo Josué. Estampagem Incremental utilizada para prototipagem de Peças de Aço ABNT 1008 e ABNT 304. Dissertação de Mestrado, Universidade de Brasília, 2011.

[8] OLIVEIRA, Bruno José de. Fabricação de Peças Complexas em Chapas de Aço Inoxidável Austenítico AISI 304 Utilizando Método de Estampagem Incremental. Trabalho de Conclusão de Curso. Engenharia Mecânica, UFU, 2018.

[9] PAUL, Surajit Kumar. Controlling Factors of Forming Limit Curve: A review. *Advances In Industrial and Manufacturing Engineering* 2, (2021).

[10] NETTO, Sergio Eglan Silveira. Desenvolvimento do Processo de Construção de Curvas Limite de conformação. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais. UFRGS, 2004.

[11] INTERNATIONAL STANDARD ORGANIZATION. Metallic Materials – Sheet and Strip – Part 2: Determination of forming-limit curve in the laboratory. ISO 12004-2:2008, Switzerland.

[12] LORA, Fábio André. Avaliação das Deformações no Aço DC04 Quando Submetido ao Processo Híbrido de Estampagem Incremental Posterior ao Processo Convencional. Tese de Doutorado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. UFRGS, 2014.

[13] MATTANA, Henrique Antônio. Construção e Análise da Curva Limite de Conformação através do Método de Nakajima para o Aço SAE 1008. Relatório de Estágio. Graduação em Engenharia Mecânica. UCS, 2013.

[14] LAZZAROTTO, Rafael. Determinação Experimental e Numérica da Curva Limite de Conformação Via Ensaio Nakajima. Relatório de Estágio. Graduação em Engenharia Mecânica. UCS, 2017.

[15] LOBÃO, Maurício Centeno. Determinação de Curvas Limite de Conformação por Procedimentos Experimentais e Simulação Numérica do Processo de Estampagem. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, 2003.

[16] FOLLE, Luis Fernando; ARRUDA, Rodrigo Patrício de.; MARCA, Dhiones; SCHAEFFER, Lirio. Escolha do Lubrificante correto torna mais precisa a curva-limite de conformação. *Revista Corte e Conformação de Materiais*, p. 64-76, ed. abril 2008.



# LEVANTAMENTO DA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO DO AÇO SAE 1006

Antonio Carlos da Silva Lima <sup>(1)</sup>  
Denis Kohler Dagostim <sup>(2)</sup>  
Luiz Alberto Zaage <sup>(3)</sup>  
Pedro Augusto Smielevski Casagrande <sup>(4)</sup>  
Anderson Daleffe <sup>(5)</sup>

## RESUMO

O presente trabalho analisa o comportamento da chapa de aço SAE 1006, com 0,9 mm de espessura, quando submetida a diferentes solicitações de conformação profunda, deformação plana e estiramento biaxial. Através das variações da largura dos corpos de prova, conforme ensaio Nakazima é possível obter múltiplos estados de tensões e deformações e após a análise das deformações através de um microscópio óptico foi levantado a Curva Limite de Conformação (CLC). A CLC é normalmente utilizada como ferramenta para verificação do nível de deformação requerido nos projetos ou ainda para comparação da conformabilidade entre diferentes materiais. Ter parâmetros para aplicação dos materiais é de grande importância, no processo de estampagem de chapas. Prever seus limites de conformação representa redução de custos com possíveis perdas de materiais e desenvolvimento de novos produtos.

**Palavras-chave —** Curva limite de conformação, Ensaio Nakazima, Conformabilidade, Aço SAE 1006.

## 1. INTRODUÇÃO

Os processos de conformação mecânica são aqueles que alteram a geometria do material por deformação plástica, através de forças aplicadas por ferramentas adequadas, que podem variar desde pequenas matrizes até grandes cilindros.

Ainda, segundo Provenza (1993), o processo de conformação mecânica consiste em submeter uma chapa a deformações plásticas, ocasionadas por uma série de operações mecânicas, de maneira que transformem a chapa em uma geometria determinada, processo este muito utilizado na indústria

<sup>(1)</sup> Mestrando, Eng. Metalúrgica, Centro Universitário Unisatc, Criciúma, SC, Brasil, [carlos.slima@gmail.com](mailto:carlos.slima@gmail.com).

<sup>(2)</sup> Mestrado, Eng. Metalúrgica, Centro Universitário Unisatc, Criciúma, SC, Brasil, [denisdagostim@gmail.com](mailto:denisdagostim@gmail.com).

<sup>(3)</sup> Mestrando, Eng. Metalúrgica, Centro Universitário Unisatc, Criciúma, SC, Brasil, [luizzaage@gmail.com](mailto:luizzaage@gmail.com).

<sup>(4)</sup> Mestrando, Eng. Metalúrgica, Centro Universitário Unisatc, Criciúma, SC, Brasil, [pedro.smielevski@outlook.com](mailto:pedro.smielevski@outlook.com).

<sup>(5)</sup> Prof. Dr., Centro Universitário Unisatc, Criciúma, SC, Brasil, [anderson.daleffe@satc.edu.br](mailto:anderson.daleffe@satc.edu.br)



automotiva e de eletrodomésticos devido a sua alta produtividade, apesar do alto custo do ferramental.

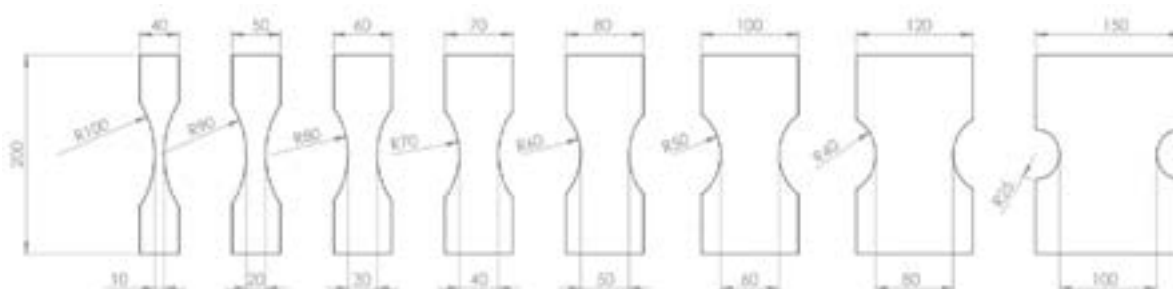
A curva limite conformação, ou CLC, se revela particularmente útil neste processo pois é necessário possuir o domínio acerca das variáveis referente ao material a ser conformado. Assim, a curva CLC é utilizada para determinação das regiões de falha (estricção), sendo possível analisar as máximas deformações no material metálico sem o surgimento de falhas, servindo de parâmetros nos estudos de viabilidade e melhoria dos processos de estampagem.

O ensaio utilizado para determinação da curva limite de conformação é o ensaio Nakazima, pois este utiliza um único ferramental e sua metodologia permite a medição da distribuição de deformações ao longo dos corpos de prova. O aço utilizado no procedimento experimental é SAE 1006.

Após a determinação experimental da CLC para o aço SAE 1006 será feita de forma criteriosa uma avaliação e comparação das curvas encontradas na literatura para o mesmo material em estudo, entendendo as reais condições a que um material pode ser submetido.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foram utilizados corpos de prova em formato de tiras entalhadas para realização do ensaio conforme método Nakazima, conforme figura 1. Segundo Netto (2004), a presença dos entalhes altera as restrições laterais da tira quando submetida as solicitações durante o ensaio, forçando a ruptura na região central do corpo de prova.



**Figura 1:** Projeto em CAD dos corpos de prova.

Os corpos de prova em aço SAE 1006, com espessura de 0,9 mm, foram desenhados em software de CAD e após cortados à laser em equipamento com tecnologia CNC. Na tabela 1 é apresentada a composição química especificada e a verificada em espectrômetro de emissão óptica.

**Tabela 1:** Composição química especificada do material SAE 1006.

	<b>Carbono</b>	<b>Manganês</b>	<b>Silício</b>	<b>Enxofre</b>	<b>Fósforo</b>
<b>Especificado (%)</b>	0,08 máx	0,25 – 0,40	-	0,05 máx	0,04 máx

Os corpos de prova foram marcados pelo processo eletroquímico, gerando uma grade de círculos possuindo diâmetros de 2,5mm, com auxílio de uma tela/malha semipermeável.

Richter (2003), descreve que o ensaio segundo o método de Nakazima (conhecido também por Nakajima) é executado utilizando um ferramental composto por um punção hemisférico com 50 mm de diâmetro e uma matriz composta por uma parte superior e uma parte inferior. Segundo este autor, o corpo de prova é colocado entre as duas partes da matriz e a força aplicada impede qualquer escorregamento do material da área periférica para a área central do corpo de prova durante a realização do ensaio. O equipamento utilizado nos ensaios, uma prensa hidráulica de duplo efeito pertencente ao laboratório de conformação mecânica da Unisatc, é apresentado na figura 2.

Para reduzir a interferência do atrito entre o punção e o corpo de prova, obtendo deformações mais homogêneas, foi utilizado graxa como lubrificante.



**Figura 2:** Prensa Hidráulica.

A aplicação da carga é realizada até o surgimento de fratura dúctil na chapa para que as deformações limites ficam estabelecidas. A análise dos corpos de prova ensaiados foi realizada através da medição das deformações na região vizinha à zona fraturada.

As deformações foram medidas com auxílio de microscópio digital com recurso de software de medição (figura 4). A comparação entre a geometria inicial e final da malha permite mensurar a deformação originada durante o ensaio.

Conforme Hosford (1993), deve-se utilizar as equações 1, 2, 3, 4, 5 e 6 para encontrar a deformação verdadeira de chapas estampadas.

$$e_1 = \frac{(Df_1 - Do_1)}{Do_1} \quad (1)$$

$$e_2 = \frac{(Df_2 - Do_1)}{Do_1} \quad (2)$$

$$e_3 = \frac{(Tf - To)}{To} \quad (3)$$

$$\varepsilon_1 = \ln (e_1 + 1) \quad (4)$$

$$\varepsilon_2 = \ln (e_2 + 1) \quad (5)$$

$$\varepsilon_3 = \ln (e_3 + 1) \quad (6)$$

Onde:

e1: Deformação máxima da elipse

e2: Deformação mínima da elipse

e3: Deformação da espessura da chapa

Do1=Do2: Diâmetro inicial do círculo;

Df1: Diâmetro maior da elipse;

Df2: Diâmetro menor da elipse;

To: Espessura inicial da chapa;

Tf: Espessura final da chapa.



**Figura 3:** Medições das deformações nos corpos de prova.

### 3. RESULTADOS E ANÁLISES

Na tabela 2 é apresentada a composição química das chapas utilizadas para a confecção dos corpos de prova, verificada em espectrômetro de emissão óptica.

**Tabela 2:** Composição química analisada do material SAE 1006.

	<b>Carbono</b>	<b>Manganês</b>	<b>Silício</b>	<b>Enxofre</b>	<b>Fósforo</b>
<b>Especificado (%)</b>	0,08 máx	0,25 – 0,40	-	0,05 máx	0,04 máx
<b>Verificado (%)</b>	0,065	0,300	0,043	0,009	0,023

Após a gravação eletroquímica das grades circulares deu-se início ao ensaio de conformação, a Figura 4 demonstra os corpos de prova após o ensaio, nota-se que estão rompidos próximo a região central, região de maior deformação.

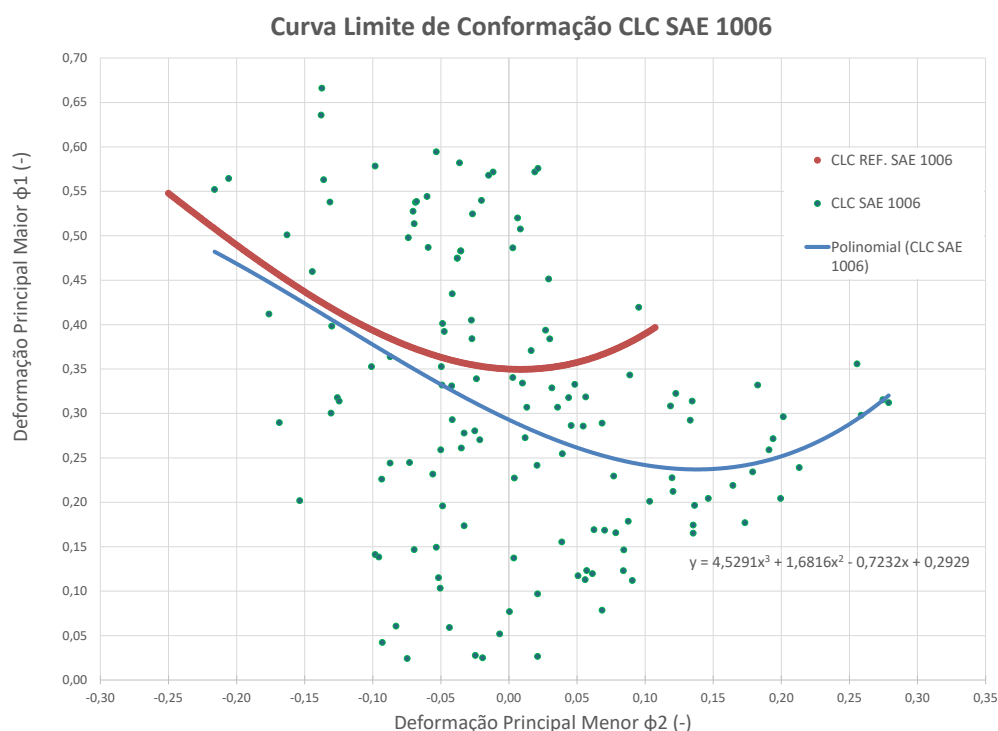


**Figura 4:** Corpos de prova após ensaios.

Para o levantamento da curva limite de conformação é necessário realizar a medição dos círculos gravados no *blank*. Utilizando um microscópio digital foi possível medir as deformações nos corpos de prova, a malha inicial dos círculos eram diâmetros de 2,5 mm que após a conformação tornaram-se elipses. Para a medição das elipses, foram selecionadas as mais próximas da região da fratura que não estavam rompidas.

Os dados das medições foram exportados para uma planilha eletrônica e calculada a deformação verdadeira principal máxima nomeada como:  $\phi_1$ , deformação referente ao comprimento

da elipse e deformação verdadeira mínima  $\phi_2$ , deformação referente a largura da elipse, utilizando como base as equações 4 e 5. Devido ao grande número de elipses mensuradas, tem-se uma nuvem de pontos, logo, a CLC originou-se a partir de uma linha de tendencia polinomial de terceira ordem, nota-se no gráfico da figura. 05



**Figura 5:** Comparação das curvas CLC entre a literatura (Lazzarotto,2017) e do ensaio prático (UniSATC).

Os pontos em verde são a nuvem de pontos, deformações verdadeiras, a curva em azul é a CLC para o aço SAE 1006 de 0,9 mm de espessura. Nota-se que há uma semelhança no comportamento das curvas, a curva deste trabalho sofreu mais deformações de estiramento.

Pode-se afirmar que as prováveis causas da diferença entre a CLC deste trabalho e a referência podem ser: variação de carbono de um *blank* e outro, mesmo que ambos estejam dentro da faixa estabelecida pela norma, variação no corte dos corpos de prova, alguns corpos podem ser alinhados com o sentido de laminação e outros a 45° ou a variação do lubrificante utilizado no experimento.

Analisando a curva CLC, compreende-se que as deformações que estão acima da curva são consideradas críticas, pois irão deformar a ponto de sofrer a ruptura e as deformações que estão abaixo da curva estão em uma zona segura.

#### 4. CONCLUSÕES

Como resultados obtidos através dos ensaios experimentais para o Aço SAE 1006 com espessura de 0,90mm é possível afirmar que os corpos de prova apresentaram fratura próxima a região central, o que está de acordo com a literatura.

Comparando a Curva Limite de Conformação (CLC), obtida com a literatura conclui-se que a CLC deste trabalho está semelhante à da literatura e a diferença entre elas pode ser por conta da variação na composição química da matéria prima, corte dos corpos de prova em relação ao sentido de laminação da chapa e diferença no lubrificante utilizado.

## REFERÊNCIAS

- [1] HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. Metal Forming – Mechanics and Metallurgy: 2nd. Ed. N. J., Prentice Hall, 1993.
- [2] NETTO, S. E. S. Desenvolvimento do processo de construção de curvas limite de conformação. 2004. 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, 2004.
- [3] PROVENZA, F. Estampos. São Paulo: F. Provenza, 1993. v. I.
- [4] RICHTER, A. Comparação dos resultados de diferentes testes para determinação da curva limite de conformação. In: VI Conferência Nacional de Conformação de Chapas, 2003, Anais... Porto Alegre: Gráfica e Editora Brasul, 1 v., p. 24-29.
- [5] LAZZAROTTO, R. Determinação experimental e numérica da curva limite de conformação via Ensaio Nakajima. Trabalho de Conclusão de Curso, Universidade Caxias do Sul, Caxias do Sul, 2017.





## **ESTUDO COMPARATIVO DE RESISTÊNCIA AO IMPACTO DE JUNTAS SOLDADAS COM ASTM A36 X EN10149-2 S700MC**

Marco Aurélio da Rosa Kulmann Filho<sup>(1)</sup>  
Ivan Guerra Machado<sup>(2)</sup>

### **RESUMO**

Quando uma estrutura soldada fabricada com juntas de filete sofre impacto, a ductilidade do material é uma das características preponderante. Contudo, com o crescente destaque e utilização dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) nem sempre este fator é considerado na sua utilização. Isto pode resultar em instabilidades globais e/ou localizadas numa estrutura. O objetivo principal deste trabalho constitui-se na análise comparativa de dois aços estruturais: o ASTM A36, aço estrutural comum, e o EN10149-2 S700MC, aço estrutural ARBL, quando submetidos a carregamentos dinâmicos de impacto estrutural, utilizando consumíveis que depositam metais de solda com grande diferença de resistência à tração e ductilidade em conjuntos soldados em filete por processo de soldagem por arco elétrico com atmosfera de proteção gasosa MAG (GMAW). No desenvolvimento deste trabalho foram elaborados corpos de prova (CP) na forma de perfis I de chapas soldadas e mantendo-se as soldas com acabamento original. Os CP foram feitos em ambos materiais variando o metal de adição e condições de reforços enrijecedores. Entre os principais resultados, destaca-se que o comportamento do material com alta resistência quando submetido ao carregamento dinâmico apresenta fratura frágil. Além disso a presença de reforço vertical atua como enrijecedor da estrutura e acaba por transferir o carregamento para a mesa oposta do perfil, no entanto sem anular a condição de fratura frágil no material de alta resistência.

**Palavras-chave:** Aço ARBL, soldagem, cargas dinâmicas, resistência mecânica.

### **ABSTRACT**

When a welded structure manufactured with fillet joints is impacted, the ductility of the material is one of the preponderant characteristics. However, the growing prominence and use of high strength low alloy steels (HSLA) is not always considered in their use. This can result in global and/or localized instabilities within a structure. The main objective of this work is the comparative analysis of two structural steels: ASTM A36, regular structural steel, and EN10149-2 S700MC, HSLA structural steel, when submitted to dynamic loading of structural impact, using consumables that deposit welding with great difference in tensile strength and ductility in fillet welded assemblies by gas metal arc welding (GMAW). In the development of this work, specimens were prepared in the form of I-profiles of welded plates, keeping the welds with the original finish. The specimens were made of both materials varying the filler metal and stiffening reinforcement conditions. Among the main results, the behavior of the material with high strength when subjected to dynamic loading, presents a fragile fracture. Furthermore, the presence of vertical reinforcement acts as a stiffening of the structure and ends up transferring the load to the opposite flange of the profile, however without nullifying the fragile fracture condition in the high-strength material.

**Keywords:** HSLA steel, welding, dynamic loads, mechanical strength.

<sup>(1)</sup> Aluno de mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M); Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, marco.kulmann@ufrgs.br

<sup>(2)</sup> Prof. Dr.; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, welder@ufrgs.br

## 1 INTRODUÇÃO

Os materiais de alta resistência vêm se destacando na indústria como vantajosa solução para aplicações onde se requer diminuição de massa, aumento da carga útil ou aumento dos coeficientes de segurança para estruturas. Tendo em vista seu alto limite de resistência comparados aos aços estruturais comuns, tal como ASTM A36, os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) tornam-se atraentes soluções para este problema. No entanto é necessário que se alerte para a pura e simples substituição de aços comuns por tais aços. Os aços ARBL possuem diferentes requisitos de projeto, nos quais três fatores preponderam: rigidez, encurvamento e fadiga. Em vista disso, a soldagem se evidencia como importante estudo para o correto emprego de aços de alta resistência [1].

A soldagem é amplamente utilizada na junção de metais, permitindo a execução de uniões com geometrias complexas e garantia da continuidade da aparência externa das peças, bem como de sua composição química. O aumento do uso de perfis de paredes finas em estruturas metálicas tem destacado a necessidade de métodos de cálculo que racionalizem o dimensionamento das ligações, sendo necessário avaliar o comportamento destas uniões, que podem provocar o surgimento de concentradores de tensão e a fragilização local [2].

Apesar da aparente simplicidade das juntas soldadas, modelagens por elementos finitos mostram que são extremamente complexos os sistemas internos de tensões através dos quais a transferência de carga ocorre entre os membros. A figura 1 demonstra uma simulação computacional através do método de elementos finitos onde as intensidades das tensões (no caso, de cisalhamento) são representadas. Na simulação exemplificada nesta figura – de uma junta de filete transversal com a alma submetida a tensão de tração-, considerando-se unicamente deformação elástica, verifica-se que são desenvolvidos níveis de tensões extremamente elevados, suficientes para provocar fratura na raiz ou pé, mas sob carregamento muito menor do que aquele no qual esta junta normalmente poderia operar. Entretanto, milhões de juntas deste tipo estão em serviço no mundo, suportando perfeitamente cargas muito maiores do que a aplicada nesta simulação. Este aparente paradoxo é resolvido, sabendo-se que na modelagem em questão não foi considerado o fato de na raiz e nas extremidades (pés) da junta soldada ser ultrapassado o limite da resistência ao escoamento do metal de solda (MS) e do metal base (MB), tão logo ela seja submetida a suficientemente elevado carregamento e de forma extremamente localizada [3].

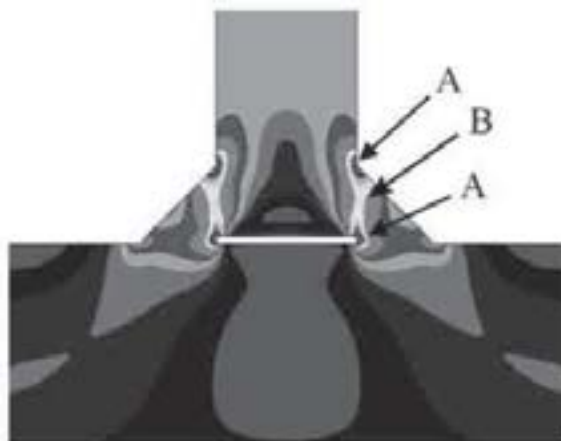


Figura 1: Simulação computacional através do método de elementos finitos (regime elástico) de junta soldada de filete, com a alma sob tensão de tração. As tensões (de cisalhamento) mais elevadas são indicadas pelas setas A seguidas pela seta B [3].

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Materiais

Em função da significativa expansão do uso de aços estruturais, torna-se necessário aumentar os níveis de segurança e confiabilidade operacional em estruturas metálicas. Os objetivos são redução de custos, aumento da eficiência operacional e, mais importante, a eliminação de acidentes causadores de danos às estruturas e acidentes potencialmente perigosos em áreas urbanizadas. Paralelamente ao desenvolvimento de novas metodologias de avaliação de integridade estrutural, tais requisitos têm

estimulado rapidamente o uso de aços ARBL como uma maneira eficaz para a utilização em estruturas sujeitas a maiores cargas e operando com menor peso e menores custos construtivos [4] [5].

### 2.1.1 Aço microligado de alta resistência EN 1049-2 S700MC

O aço ARBL S700MC é classificado como aço microligado de alta resistência e baixa liga de microestrutura ferrítica-perlítica com alto limite elástico para conformação a frio, características a boa conformação e soldabilidade. É empregado em diversas aplicações que possuam como intuito elevar a resistência, diminuindo o peso das estruturas ao mesmo tempo em que estas possam suportar cargas mais elevadas [1].

É diversificado o uso de aços de ARBL na indústria, podendo citar exemplos como: guindastes, chassis de implementos rodoviários e na indústria automobilística.

O aço S700MC, por ser classificado como um aço microligado, possui em sua constituição elementos de liga como nióbio, vanádio e titânio, possibilitando que conserve o teor baixo de carbono, que interfere diretamente no refinamento da austenita, soldabilidade e ductilidade do material [6].

### 2.2 Processo de soldagem

O processo mais utilizado na indústria de fabricação é a soldagem por arco elétrico com atmosfera de proteção gasosa e eletrodo consumível, também conhecida como GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) ou MIG/MAG (*Metal Inert Gas/Metal Active Gas*). No método MIG/MAG uma fonte de calor mantém um arco elétrico entre a extremidade de um eletrodo consumível alimentado continuamente e a peça a ser soldada. A proteção da região soldada é feita por uma atmosfera de gás inerte, ativo ou uma mistura destes [7]. Figura 2 apresenta a soldagem MIG/MAG.

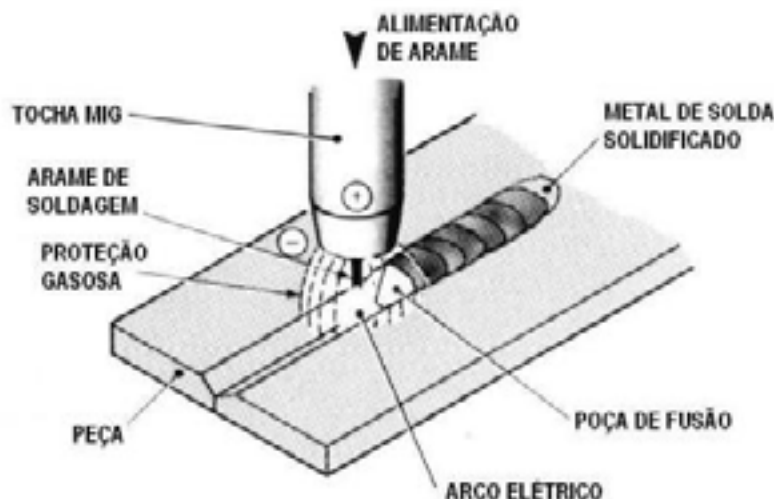


Figura 2: Processo de soldagem MIG/MAG [8]

Como característica, os processos de soldagem, dentre estes o método GMAW, utilizam o calor como principal fonte de energia com o propósito de fundir o eletrodo em quantidade e intensidade suficientes para que forme a poça de fusão, permitindo assim, a formação de uma junta soldada de qualidade satisfatória. Em decorrência da sua temperatura elevada, a soldagem GMAW interfere diretamente na microestrutura e nas propriedades mecânicas da união [8].

Na soldagem por arco elétrico, considera-se apenas o arco como a única fonte de calor, caracterizada pela sua energia de soldagem definida como sendo a quantidade de calor fornecida à peça por unidade de comprimento do cordão de solda, expressa de acordo com a equação 1 [9].

$$E = \frac{U \cdot I}{v} \quad (1)$$

Onde: U, refere-se a tensão de soldagem (em Volts, V); I, corrente elétrica (em Ampère, A) e V, velocidade linear de soldagem (em mm/s).

### 2.3 Flambagem em vigas

A flambagem vertical é um dos padrões de colapso de uma viga de aço em forma de perfil I sob flexão. Com esse padrão de colapso, a mesa comprimida se deforma na direção da alma, que suporta

a mesa. Sabe-se que esse padrão de flambagem ocorre com chapas finas e, quando a viga de aço com perfil I possui as dimensões "usuais" da seção, acredita-se que a flambagem vertical não ocorra [10].

Os estudos publicados em [11] compararam os modelos de colapso de flambagem e vigas e assim é indicado um novo modelo de colapso de flambagem de vigas seguindo o modelo de Timoshenko no qual considera que a mesa superior é modelada como um elemento de barra comprimida seguindo a teoria elástica. Ou seja, o problema de flambagem vertical pode ser substituído pelo problema de flambagem de uma barra na teoria elástica. Com esse modelo, Timoshenko propôs uma fórmula para estimar a carga crítica de flambagem ( $P_{cr}$ ) de um elemento de barra, como na equação 2 [11].

$$P_{cr} = \left( n^2 + \frac{\alpha L^4}{n^2 \pi^4 EI} \right) \frac{\pi^2 EI}{L^2} \quad (n = 1, 2, 3, \dots) \quad (2)$$

Onde,  $E$  são o módulo de Young e momento de inércia da barra,  $L$  o comprimento da barra e  $\alpha$  a constante da mola. Esta fórmula é frequentemente aproximada, como na equação 3:

$$P_{cr} = 2\sqrt{\alpha EI} \quad (3)$$

## 2.4 Enrijecedores

Segundo [12], citando a norma Australiana AS 1250 as almas das vigas são feitas relativamente espessas para anular a necessidade de enrijecedores, no entanto, por questões econômicas, logísticas e buscando otimização das estruturas, é necessária redução nas espessuras dos materiais e conseqüentemente exigindo o emprego de enrijecedores para que as mesmas suportem maiores cargas. Os enrijecedores podem ser de dois tipos:

1. Enrijecedores de suporte de cargas, posicionados abaixo dos pontos de cargas para distribuir a força verticalmente ao longo da alma e impedir a flambagem local da alma. Isso também evita trinca ou o cisalhamento das juntas soldadas entre a mesa e alma. A junta entre a extremidade dos enrijecedores e a mesa deve ser usinada e justa para permitir a transmissão de esforços e resistência adequadas. Em vez de um ajuste usinado, as soldas também podem ser usadas se a carga não estiver sujeita a fadiga. Deve-se evitar o uso de soldas de filete transversais nas partes tensionadas das mesas.

2. Enrijecedores intermediários ou não-suporte em intervalos ao longo da viga para evitar a flambagem da alma por compressão diagonal.

## 2.5 Impacto estrutural

Um comportamento dinâmico pode ser considerado como aquele cujo módulo varia com o tempo, ou seja, a força e a resposta sofrem variação em função do tempo. A teoria do impacto envolve a colisão de corpos, as restrições a serem condicionadas no movimento dos corpos e a implementação lagrangiana nas equações para movimento de impulso.

O conceito de impacto está relacionado fundamentalmente a um carregamento imposto em um curto período, ocorrendo a distribuição das tensões de modo não uniforme sobre o material [13].

O impacto inicia quando os corpos entram em contato e termina quando a máxima deformação é alcançada, onde a velocidade relativa normal é zero. Para impactos com velocidades suficientemente altas, nem toda deformação é recuperada devido à deformação plástica permanente e conseqüentemente perda de energia. Após este período, observa-se o processo de restituição dos corpos envolvidos, que definirá se as partículas vão recuperar a forma original, se vão ficar com deformação residual ou se vão manter o contato devido a esta deformação [14].

A magnitude dos carregamentos dinâmicos e sua relação com o tempo dependem do tipo de excitação aplicada ao sistema e das propriedades dinâmicas deste. Pode-se ressaltar que sob carga de impacto, muitos materiais alteram seu comportamento, ou seja, materiais considerados dúcteis quando carregados estaticamente podem apresentar comportamento frágil quando submetidos aos carregamentos dinâmicos, isso se deve à impossibilidade de redistribuição das tensões durante curtos períodos, o que é característico dos carregamentos dinâmicos [15].

A velocidade de deformação aplicada ao corpo de prova pode influenciar a tensão de escoamento. O impacto segundo a taxa de deformação pode ser definido como quase estático, impacto de dinâmica baixa, impacto de dinâmica alta e impacto de alta velocidade. Pode-se observar na Tabela 1 as respectivas taxas de deformação existentes [16].

Tabela 1: Taxas de deformação [16].

Método ou Tipo do teste	Taxa de deformação (s <sup>-1</sup> )
Alta velocidade (Explosivos, Laser pulsado, Impacto de placa normal)	10 <sup>7</sup> a 10 <sup>5</sup>
Dinâmica alta (Barra de Hopkinson, anel de expansão)	10 <sup>4</sup> a 10 <sup>3</sup>
Dinâmica baixa (Máquinas hidráulicas e pneumáticas de alta velocidade)	10 <sup>2</sup> a 10 <sup>1</sup>
Quase estático (Máquinas hidráulicas, servo-hidráulicos ou de parafusos)	10 <sup>0</sup> a 10 <sup>-3</sup>
Fluência e relaxamento de tensões (Convencionais e ensaios de fluência)	10 <sup>-4</sup> a 10 <sup>-9</sup>

Com o aumento da taxa de deformação, a tensão de escoamento e ao limite de resistência do material aumentam, enquanto a ductilidade diminui. A relação entre a tensão de escoamento e a taxa de deformação, à temperatura e deformação constantes, é dada pela equação 4, [17].

$$\sigma = C(\dot{\epsilon})^m |_{\epsilon, T} \quad (4)$$

Onde (C) é a tensão de escoamento quando  $m = 1$  e ( $m$ ) é conhecido como coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação que pode ser obtido da inclinação do gráfico de  $\log \sigma$  versus  $\log \dot{\epsilon}$ . A sensibilidade a taxa de deformação está relacionada ao aumento na tensão de escoamento ( $\sigma$ ) devido ao aumento da taxa de deformação, para um dado grau de deformação e temperatura. Essa é uma característica de grande parte dos materiais metálicos quando deformados plasticamente acima da temperatura de recristalização. É um bom indicador das mudanças do comportamento da deformação e suas medidas fornecem uma relação entre os conceitos de discordâncias na deformação plástica e as medidas microscópicas feitas num teste de tração [17] [18].

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Corpo de prova (CP)

Os CP (figura 3) foram elaborados em perfil I soldado com dimensão de 80 x 200 x 400 mm (largura x altura x comprimento) e utilizando chapas com espessura de 4,76 mm (3/16"). O CP foi dimensionado conforme a norma ABNT NBR 5884:2013, sendo assim definido como um perfil I da série VS, onde a relação altura pela largura é de 2,5.

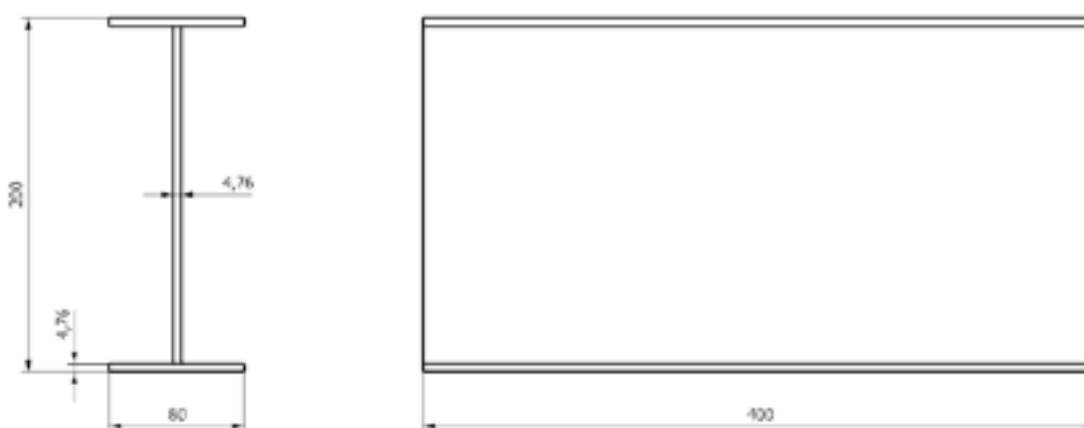


Figura 3: Dimensões do CP (perfil I) sem reforços.

Os CP foram elaborados seguindo 8 condições diferentes, variando o metal base, ASTM A36 e EN 10149-2 S700MC, metal de adição, *matching* (ER 70S-6) e *overmatching* (ER 110S-6), enrijecedores, com e sem reforços. Para cada condição foram repetidas 3 amostras, totalizando 24 CP. A tabela 2 apresenta as condições de soldagem dos CP e a figura 4 apresenta os CP com e sem reforços.



Tabela 2: Condições de soldagem dos CP.

Condições	Metal base	Eletrodo	Reforços	Amostras
01	ASTM A36	ER 70S-6	Sem	I, II, III
02		ER 70S-6	Com	I, II, III
03		ER 110S-6	Sem	I, II, III
04		ER 110S-6	Com	I, II, III
05	S700MC	ER 70S-6	Sem	I, II, III
06		ER 70S-6	Com	I, II, III
07		ER 110S-6	Sem	I, II, III
08		ER 110S-6	Com	I, II, III

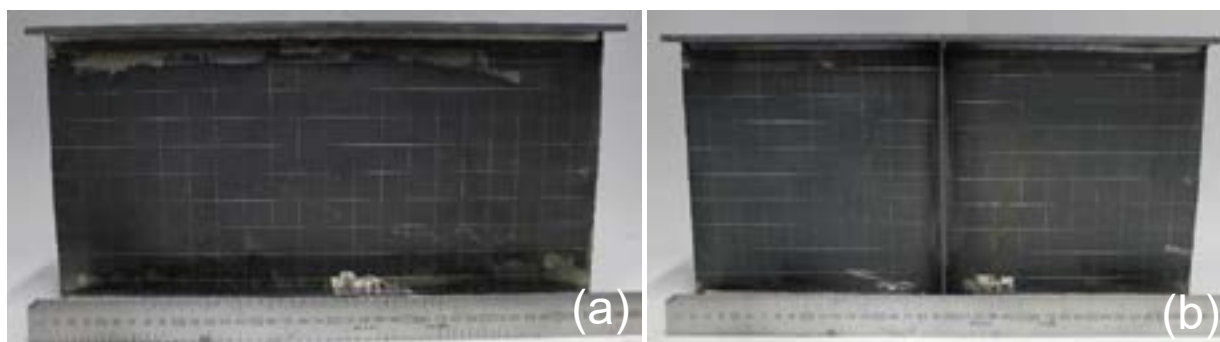


Figura 4 – (a) CP sem reforço; (b) CP com reforço.

### 3.1.1 Procedimento de soldagem

Os CP foram fabricados a partir da união de chapas dos MB através do processo de soldagem por arco elétrico MAG convencional (fonte em modo tensão constante), na posição plana e polaridade CC+ com proteção gasosa de argônio + CO<sub>2</sub> (15%) e vazão do gás de 13 l/min. Todos os cordões foram realizados com ângulos de trabalho e deslocamento neutros e a distância bico de contato-peça (DBCP) igual a 18 mm.

Os parâmetros utilizados na programação dos equipamentos de soldagem para realização dos cordões de solda desta pesquisa foram: tensão do arco (V); corrente elétrica do arco (A); velocidade da soldagem (mm/s); e a velocidade de alimentação do arame (m/min). A partir dos dados adquiridos durante a soldagem foi possível determinar a energia de soldagem (kJ/mm) e estão apresentados na tabela 3. Já a energia de soldagem pode ser obtida pela equação 1, considerando rendimento igual a 100%.

Tabela 3: Parâmetros de soldagem

Metal base	Eletrodo	Tensão Média [V]	Corrente Média [A]	Velocidade de soldagem [mm/s]	Energia de Soldagem [J/mm]	Velocidade de alimentação [m/min]
ASTM A36	AWS ER 70S-6	21,8	143,4	7,0	446,6	5,5
	AWS ER 110S-6	21,9	147,8	7,0	462,4	5,5
S700MC	AWS ER 70S-6	21,8	160,8	7,0	500,8	6,5
	AWS ER 110S-6	21,9	158,0	7,0	494,3	6,0

### 3.2 Equipamento

Foi desenvolvido no Laboratório de Soldagem e Técnicas Conexas (LS&TC) da UFRGS um equipamento, figura 5, para realizar os ensaios de impacto de estruturas soldadas. O objetivo deste equipamento é impor uma energia de impacto à uma estrutura soldada a fim de avaliar seu comportamento perante a variação de velocidade.

### 3.3 Ensaio de impacto

Os ensaios de impacto foram realizados no equipamento descritos anteriormente. A medição da energia de impacto foi feita utilizando uma câmera de alta velocidade da fabricante Phantom, modelo V411, onde acoplada a mesma foi utilizada uma lente NIKKOR 105mm/ f2.8, da Nikon e um filtro UV. A

aquisição das imagens foi feita com uma taxa de 7000 quadros por segundo e resolução de 512x512 pixels, sendo processada pelo software de aquisição PCC (Phantom Camera Control). Na figura 5 pode-se observar o posicionamento da câmera de alta velocidade e o ângulo (120°) de lançamento do martelo de impacto. A câmera foi posicionada de maneira a filmar o martelo em movimento no momento do impacto.



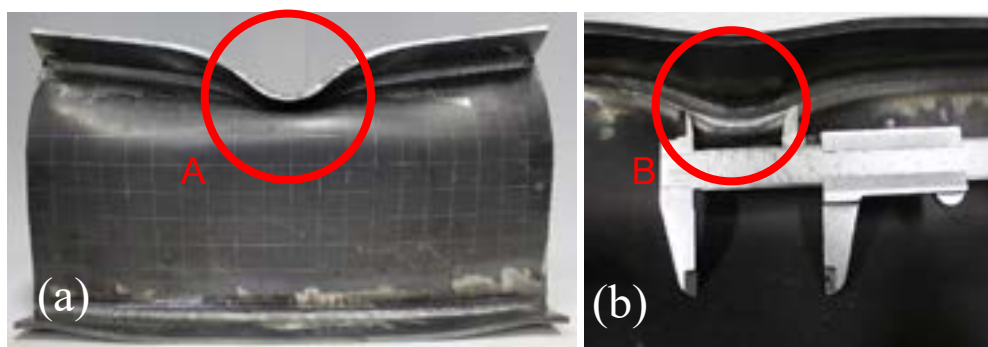
Figura 5: (a) Equipamento do ensaio de impacto desenvolvido; (b) Posicionamento da câmera de alta velocidade.

#### 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Foram realizados ensaios de impacto preliminares nos quais foi avaliada a energia necessária na qual os CP apresentassem fraturas. Com base nesses ensaios, definiu-se o ângulo de lançamento do martelo de impacto a 120°. A velocidade de impacto foi medida com a câmera de alta velocidade e a energia do impacto foi de 8,7 kJ.

##### 4.1 Deformações no ensaio de impacto

As figuras 6 e 7 apresentam as deformações e fraturas medidas nos CP e as figuras 8, 9 e 10 os resultados de deformação plásticos dos CP após o ensaio de impacto com ângulo de lançamento de 120°.



Figuras 6: CP ensaiados – (a) detalhe A deformação mesa superior; (b) detalhe B extensão da fratura.

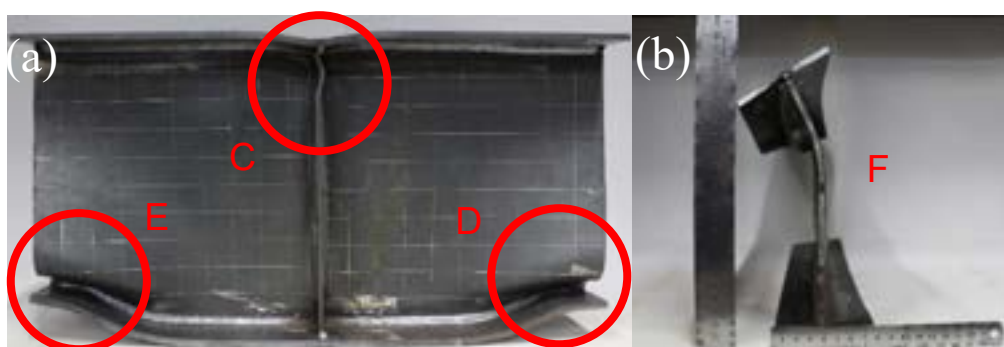


Figura 7: CP ensaiados – (a) detalhe C flambagem do reforço, D deformação esa inferior direita, E deformação mesa inferior esquerda; (b) detalhe F flambagem da alma da viga.

Como já mencionado, foram realizados 3 ensaios para cada condição, e nos gráficos, cada uma delas foi representada por um marcador diferente. Além disso os marcadores em azul representam os CP feitos com MB ASTM A36 e os marcadores em vermelho CP feitos com MB S700MC.

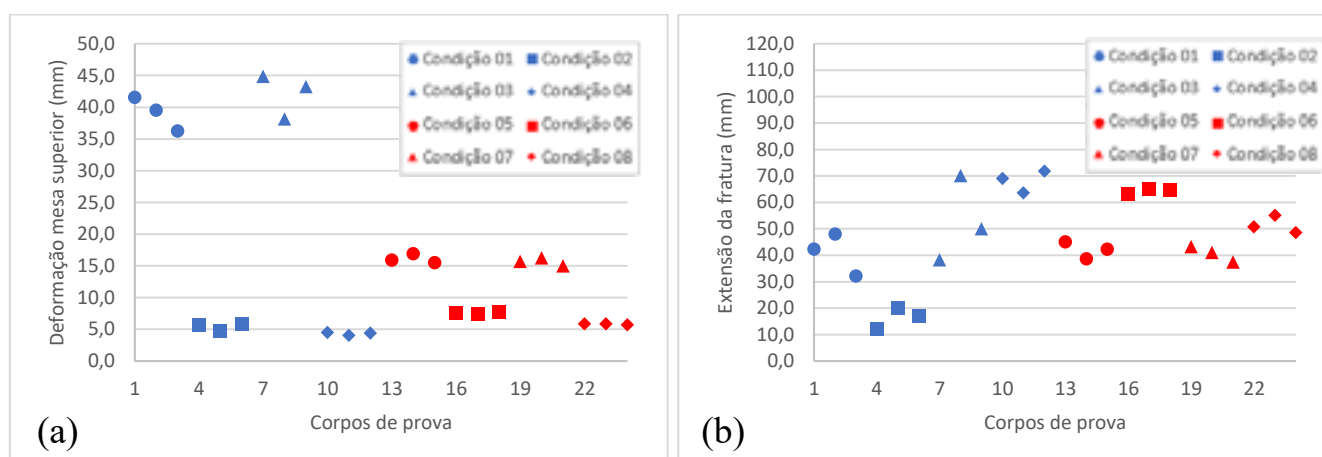


Figura 8: (a) Deformação da mesa superior por CP; (b) Extensão da fratura em cada CP. Marcadores em azul representam CP em ASTM A36 e marcadores em vermelho CP em S700MC.

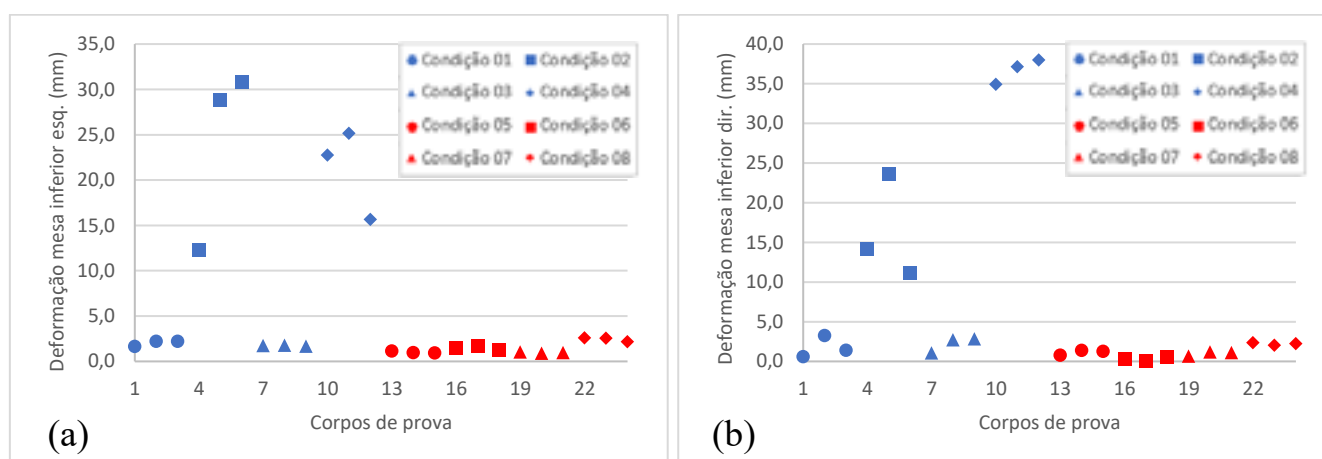


Figura 9: (a) Deformação da mesa inferior esquerda por CP; (b) Deformação na mesa inferior direita por CP. Marcadores em azul representam CP em ASTM A36 e marcadores em vermelho CP em S700MC.

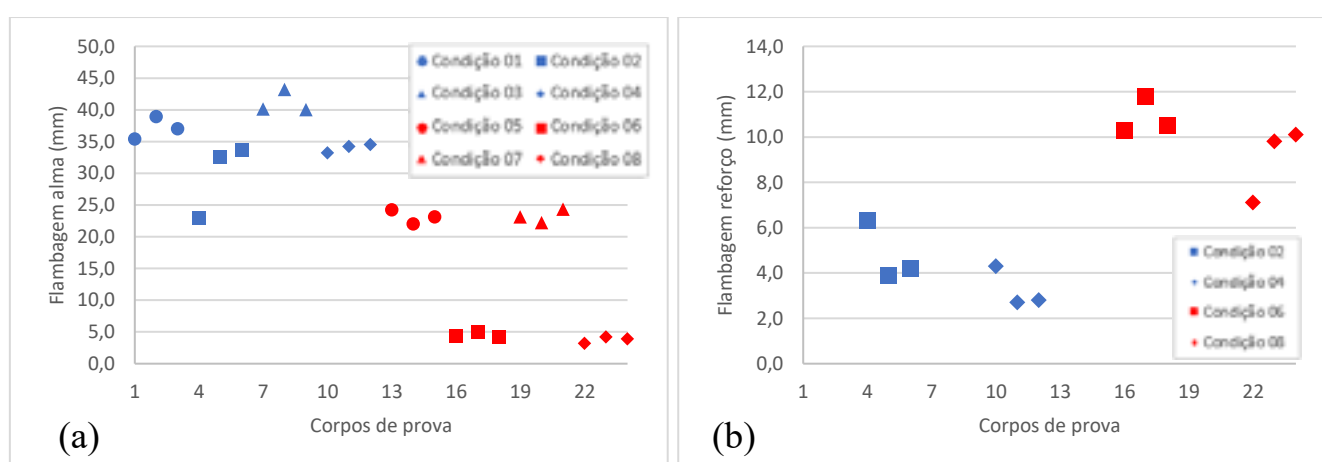


Figura 10: (a) Deformação na alma da viga devido à flambagem; (b) Deformação nos reforços da viga devido à flambagem. Marcadores em azul representam CP em ASTM A36 e marcadores em vermelho CP em S700MC.

## 5 CONCLUSÃO

Neste trabalho foi estudado a influência do metal de adição e da inclusão de reforços enrijecedores numa viga de perfil I elaborada com aços estruturais ASTM A36 e EN 10149-2 S700MC quando submetidos à carregamento dinâmico decorrente de impacto.

Não se notou significativa diferença nos resultados comparando os CP soldados com o metal de adição ER 70S-6 e ER 110S-6.

Os reforços enrijecedores apresentaram grande influência na transferência de carga da mesa superior, local do impacto, para as mesas inferiores do perfil I.

O aço EN 10149-2 S700 MC apresentou fratura, em todas as condições, na mesa superior. Local de impacto do punção na viga. Além disso, o aço S700MC apresentou fratura frágil com extensões de fratura significativamente maiores que apresentadas pelo aço A36, respeitando as mesmas condições.

Como conclusão final, evidencia-se a importância do conhecimento na utilização de aços de alta resistência pois, apesar de maior resistência mecânica quando submetidos a carregamento estático esses aços apresentam menor ductilidade e tendência à fratura frágil quando submetidos a carregamento dinâmico.

## REFERÊNCIAS

- [1] SSAB TUNNPLAT, Sheet steel joining handbook. Sweden. SSAB Tunnplat, Disponível em: <ssabdirect.com>, 2004 (Sheet Steel Joining Handbook: Joining of High Strength Steels).
- [2] DAL MOLIN, A. Conjuntos soldados com juntas de filete submetidos a cargas de torção quase estática e de impacto estrutural "no plano". Orientador: Ivan Guerra Machado. 2020. Tese (Doutorado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) UFRGS, Porto Alegre, 2020.
- [3] MACHADO, I. G. Dimensionamento de juntas soldadas de filete: uma revisão crítica. *Soldagem & Inspeção*, 16(2): 189-201, Abr/Jun 2011.
- [4] ASM INTERNATIONAL, ASM handbook. Volume 1: Properties and selection: irons, steels and high-performance alloys, 10.ed. Metals handbook 1990. V.1, p. 389-423.
- [5] MAGNABOSCO, R.; ROSSETO, L. C. Toughness of two HSLA steel sheets. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, v.25, n.2, p. 170-173, 2003.
- [6] PAMNANI, R. KARTHIK, V. VASUDEVAN, M. SAKTHIVEL, T. Evaluation of mechanical properties across micro alloyed HSLA steel weld joints using Automated Ball Indentation. *Materials Science & Engineering A*, 2015, v. 651, p. 214 – 223.
- [7] IBRAHIM, I. A. MOHAMAT, S. A. AMIR, A. GHALIB, A. The Effect of Gas Metal Arc Welding (GMAW) processes on different welding parameters. *Procedia Engineering*, 2012, v. 41, p. 1502 – 1506.
- [8] WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, F. D. H., *Soldagem: processo e metalurgia*, 4 ed, São Paulo: Editora Edgar Blucher Ltda, 2004.
- [9] MACHADO, I. G., *Condução de Calor na Soldagem: Fundamentos & Aplicações*, 1ed, Imprensa Livre Editora, Porto Alegre, 2000. MACHADO, I. G., *Condução de Calor na Soldagem: Fundamentos & Aplicações*, 1ed, Imprensa Livre Editora, Porto Alegre, 2000.
- [10] DOWLING, P.J.; HARDING, J.E.; BJORHOVDE, R., *Constructional Steel Design, An International Guide*, Elsevier Applied Science, London, 1992
- [11] SHU, Shimizu et al., Flange vertical buckling of I-shaped steel girders. *Thin-Walled Structures* v.107, p. 327–334, 2016
- [12] GORENC, B.; TINYOU, R.; SYAM, A., *Steel Designers' Handbook 8th* UNSW Press, 2013 - Technology & Engineering
- [13] JOHNSON, W. et al. *Impact strength of materials*. Edward Arnold. London, 1972.
- [14] JONES, N. *Structural Impact*. 2a. Ed. Nova York: Cambridge Press, 2012.
- [15] CALLISTER, W. D. *Materials science and engineering: an introduction*. 8ª ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2009.
- [16] MEYERS, M.A. *Dynamic Behaviour Materials*. 2.ed. Wiley-IEEE, 1994.
- [17] ZENER, C.; HOLLOWOMON, J. H. Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel. *Journal of Applied Physics*, Volume 15, Issue 1, p.22-32, 1944.
- [18] JOHNSTON W. G. e STEIN D. F. Stress dependence of dislocation velocity inferred from strain rate sensitivity. *Acta Metal*, vol. 11. pp. 317-318. 1963.

































# ANÁLISE DO MÉTODO DE SOLDAGEM MAG CONVENCIONAL E PULSADA EM CHAPAS ESTAMPADAS DE BAIXA ESPESSURA

L. Severo. Salvaro <sup>(1)</sup>  
A. Daleffe <sup>(2)</sup>  
J. Mota Neto <sup>(3)</sup>  
P. Cabreira Milak <sup>(4)</sup>  
E. Possamai Tinelli <sup>(5)</sup>

## RESUMO

O procedimento de soldagem MAG se posiciona como um dos mais difundidos no cenário nacional, em contrapartida a metodologia de soldagem MAG pulsada, derivação do método tradicional, possui poucos usuários dada sua maior complexidade quanto a configuração de seus parâmetros. O MAG pulsado tem por premissa básica a alternância entre uma corrente de base e um valor de pico durante todo o procedimento, essa variação implica em um aporte térmico reduzido e uma melhor soldabilidade em chapas de baixa espessura. Dessa forma, este trabalho busca a análise e a comparação entre a zona termicamente afetada resultante do uso da metodologia de soldagem MAG tradicional e sua variante pulsada visando validar o segundo método como alternativa para a soldagem de chapas estampada com baixa espessura. Os ensaios de ambos os métodos foram realizados com o auxílio de um robô cartesiano de soldagem e monitorados em tempo real utilizando um sistema de aquisição de dados específicos para soldagem. Sendo assim, verificou-se a importância da definição correta dos parâmetros de soldagem e o impacto que as variáveis de tensão e corrente possuem sobre o corpo de prova, além da confirmação do método MAG pulsado como metodologia viável e mais eficiente ante o método tradicional, quando aplicada para a soldagem de chapas com baixa espessura.

**Palavras-chave — Soldagem MIG/MAG, Parâmetros de Solda, MIG/MAG Pulsado, ZTA.**

<sup>(1)</sup> Graduado Eng. Mecatrônica, Centro Universitário UNISACT, [leoseverosalvaro@gmail.com](mailto:leoseverosalvaro@gmail.com)

<sup>(2)</sup> Prof. Dr., Centro Universitário UNISACT, [anderson.daleffe@satc.edu.br](mailto:anderson.daleffe@satc.edu.br)

<sup>(3)</sup> Prof. Dr., Centro Universitário UNISACT, [joao.neto@satc.edu.br](mailto:joao.neto@satc.edu.br)

<sup>(4)</sup> Prof. Ms., Centro Universitário UNISACT, [pamela.milak@satc.edu.br](mailto:pamela.milak@satc.edu.br)

<sup>(5)</sup> Mestrando, Eng. Metalúrgica, Centro Universitário UNISACT, [eduardoptinelli@hotmail.com](mailto:eduardoptinelli@hotmail.com)

## 1. INTRODUÇÃO

A soldagem por arco elétrico com proteção gasosa (gas metal arc welding - GMAW) é fundamentada pelo arco elétrico como principal fonte de energia. Essa técnica ocorre a partir do contato do eletrodo metálico nu, consumível, e a peça de trabalho, sendo que o gás é utilizado para que não exista contaminação atmosférica na região da solda [1].

A tecnologia de soldagem pulsada foi apresentada comercialmente por volta da década de 70, ainda que com limitações de controle e muitos aspectos a serem aprimorados, em suma consiste de fonte de energia que gere ondas intermitentes, pulsos, de corrente elétrica elevada que permitem a soldagem com menor aporte térmico sobre a peça de forma a impactar diretamente em menores deformações nas chapas e na possibilidade de solda-las corretamente, até mesmo as com baixa espessura [2].

As principais vantagens do método de soldagem pulsado são: Obtenção de uma transferência por spray em corrente média inferior a corrente de transição; Redução ou eliminação da incidência de respingo; Possibilidade de soldagem em espessuras menores quando comparado com o método tradicional (menor aporte térmico). Já a respeito da desvantagens vale mencionar: Necessidade de mão de obra mais qualificada, devido à complexidade na escolha dos parâmetros, tendo certa rejeição por parte de alguns soldadores; Exige fontes de soldagem mais caras que as convencionais; Maior emissão de raios ultravioleta pelo arco [3].

A regulagem da tensão e corrente elétrica no método de arco pulsado se notabiliza pelo grande número de parâmetros, sendo que em fontes modernas é possível abranger 40 parâmetros ou mais. Os principais são: Corrente de pico; Corrente de base; Tempo de pulso; Tempo de base; Velocidade de alimentação; Velocidade de soldagem [4].

Durante o processo de soldagem, devido à elevação da temperatura e da deposição de um metal de adição, ocorre o surgimento de uma região bem definida que se coloca entre as principais áreas de interesses para o estudo de uma junta soldada. Essa região é conhecida como: Zona Termicamente Afetada com a sigla ZTA. Vale mencionar que dentro da ZTA ainda existem outras três áreas cada uma com suas próprias características microestruturais [5].

A partir de alterações ocorridas nas regiões acima citadas as propriedades mecânicas do metal base são modificadas. A presença de grãos mais grosseiros acarreta na fragilização da ZTA em relação ao restante da peça, além do surgimento de tensões residuais. Sendo assim, esses fatores tornam o local mais suscetível a formação de trincas e a corrosão [1].

O presente trabalho tem por objetivo avaliar os parâmetros de soldagem para método de MIG/MAG pulsado visando maximizar a eficiência do mesmo, além de analisar os efeitos do método principalmente sobre a zona termicamente afetada.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização dos ensaios desta pesquisa, foram fabricadas 40 (quarenta) peças conforme o modelo exposto na Figura 1 (a), em sequência. Os corpos de prova constituem-se de uma chapa de aço SAE 1020 com espessura de 3,18 milímetros e comprimento de 150 milímetros, sendo a chapa dobrada de forma a gerar um perfil em "U" cujas abas possuem 35 milímetros. A composição química do material pode ser observada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição químicas aço SAE 1020 [6].

C(%)	Mn(%)	P Máx(%)	S Máx(%)
0,18 - 0,23	0,30 - 0,60	0,03	0,05

As peças foram agrupadas em pares e posicionadas de forma que as faces de suas abas ficassem paralelas umas com as outras. Foi realizado um ponteamento interno nos corpos mantendo uma abertura de 1 milímetro para garantir a melhor penetração da solda e possibilitar a soldagem automatizada que será descrita na sequência. Portanto, ficam assim constituídos os corpos de prova como explanado na Figura 1 (b).

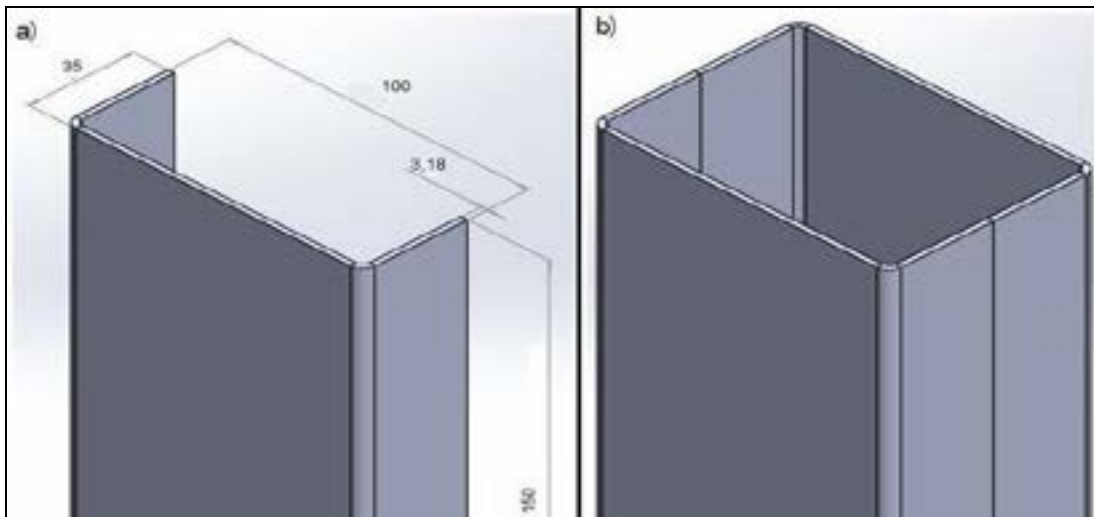


Figura 1 - (a) Dimensões do corpo de prova; (b) Posicionamento dos corpos para soldagem.

O gás utilizado para proteção gasosa durante a soldagem em ambos métodos consiste de uma mistura contendo 75% de argônio (Ar) e 25% de dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>).

O eletrodo utilizado para soldagem é o arame ER 70 S 6, arame sólido comum destinado a soldagem de aço carbono para metodologia MAG definido pela norma AWS A5.36.

Para manter uma padronização nos testes em questão, todos os ensaios de soldagem foram realizados com o auxílio de um robô cartesiano de soldagem. Esse robô desenvolvido pelo Centro Universitário - UNISATC possui 3 (três) eixos de movimentação, além disso destaca-se que o dispositivo foi empregado na movimentação da tocha de soldagem. A altura da tocha de soldagem utilizada foi de 4mm e a velocidade de soldagem foi configurada para 400mm/min.

Juntamente com o robô foi integrado ao procedimento o sistema de monitoramento de soldagem SAP V4, desenvolvido pela IMC Soldagens o modelo padrão constitui-se por uma maleta com sensores para medição de tensão, corrente, velocidade do arame e vazão de gás, além de ter um conjunto de softwares para aquisição desses sinais.

O sistema de soldagem completo pode ser visualizado na figura 2 abaixo.

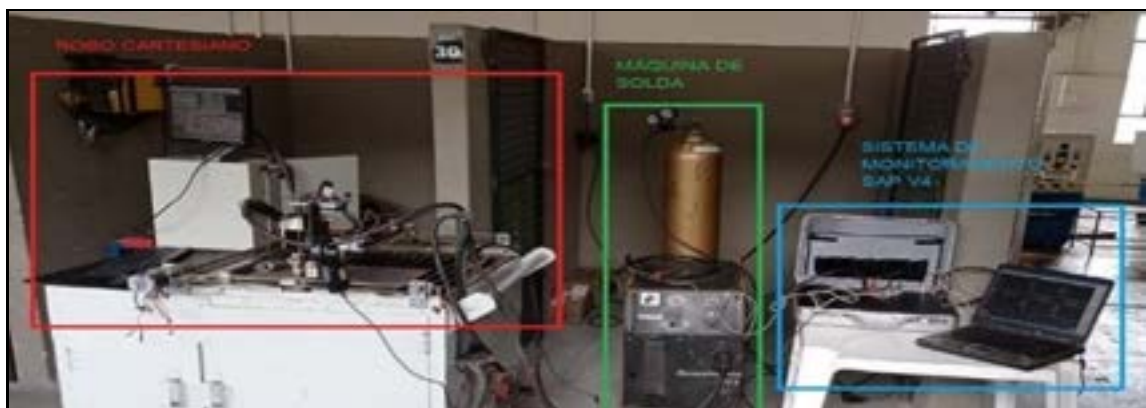


Figura 2- Sistema de controle e soldagem.

Nos testes a soldagem realizou-se em ambas as laterais do corpo de prova, sempre de maneira longitudinal a junta formada entre as abas das peças. Um primeiro grupo de amostra contendo 10 (dez) amostras foi submetido à avaliação do método tradicional de soldagem MAG. Os parâmetros de soldagem definidos para tal bateria de testes foram obtidos com base nos valores ideais utilizados por uma empresa da região sul do estado de Santa Catarina. São eles: Tensão: 15 Volts; Corrente 150 Amperes; Velocidade de alimentação: 5 m/min; Vazão de gás: 10 l/min.

Os demais 10 (dez) corpos de prova restantes passaram pelo procedimento de soldagem com a técnica de arco pulsado. Os valores máximos e mínimos definidos para o processo foram obtidos em literaturas referentes ao tema, sobretudo, como destaca Bonanni em seu estudo "Uso combinado

das técnicas de Monte Carlo em um processo de soldagem MIG/MAG pulsado” (2005). Os valores utilizados encontra-se descritos na Tabela 2.

Tabela 2 - Parâmetros máximos e mínimos para arco pulsado [2].

Fator	Nível Inferior	Nível Superior
<b>Ip (A)</b>	280	350
<b>Ib (A)</b>	70	100
<b>CA (%)</b>	40	50
<b>Va (m/min)</b>	5	6

### 3. ANÁLISE DE RESULTADOS

Dentre os corpos de prova soldados pelo método MAG tradicional podemos destacar o CP6 cujos parâmetros de soldagem utilizados podem ser observados a partir dos gráficos abaixo, nos quais a linha verde indica o valor real mensurado e a linha com coloração azul caracteriza as médias eficazes das operações.

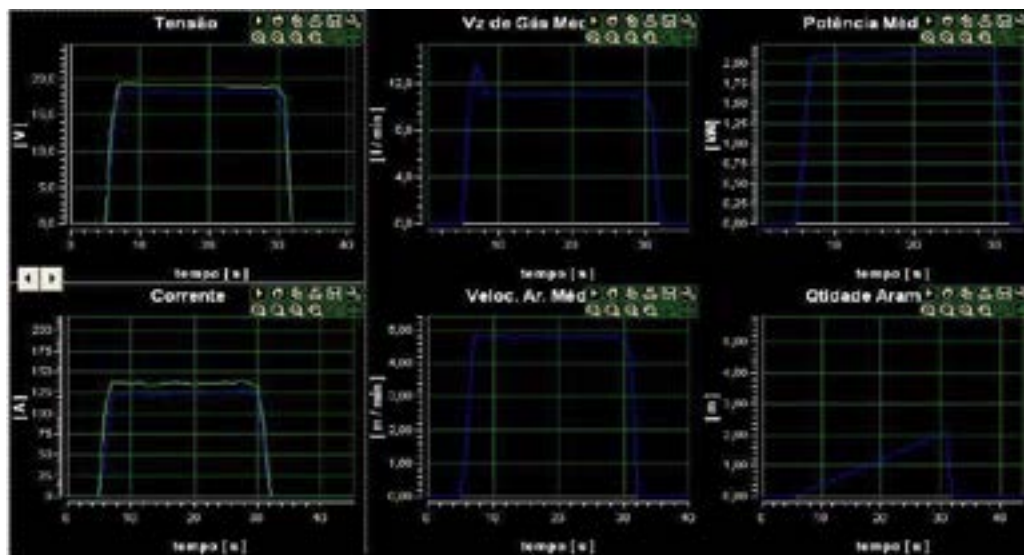


Figura 3- Parâmetros do ensaio CP 06.

Para o ensaio CP 06 aplicaram-se os parâmetros ideais já citados anteriormente, notou-se a estabilidade do sistema e a pouca variação entre o valor real e a linha média. Outra análise interessante é o fato do valor de corrente estipulado na máquina (150 amperes) não ser atingido, visto que a corrente real ficou entre 130 e 140 amperes. Este ensaio comprovou-se com o melhor resultado no quesito soldabilidade, tendo o cordão de solda produzido com aspecto visual bom e que gerou a total penetração de solda na junta. Além disso, não ocorreram danos ao corpo de prova como pode-se verificar na Figura 4.





Figura 4- Corpo de prova CP 06.

Os parâmetros de soldagem para a metodologia pulsada foram alcançados a partir de ajustes feitos de forma empírica, tendo como ponto de referência os valores citados na Tabela 2. Os valores ideais foram destacados a seguir: Tensão de base: 18 Volts; Tensão de pico: 30 Volts; Corrente média: 100 Amperes; Frequência de chaveamento: 120 Hertz.

O corpo de prova CP 02 PUL, apresentou uma soldagem de altíssima qualidade, atingindo a penetração total da solda, além de um aporte térmico visivelmente menor em relação ao método tradicional como podemos observar na Figura 5.

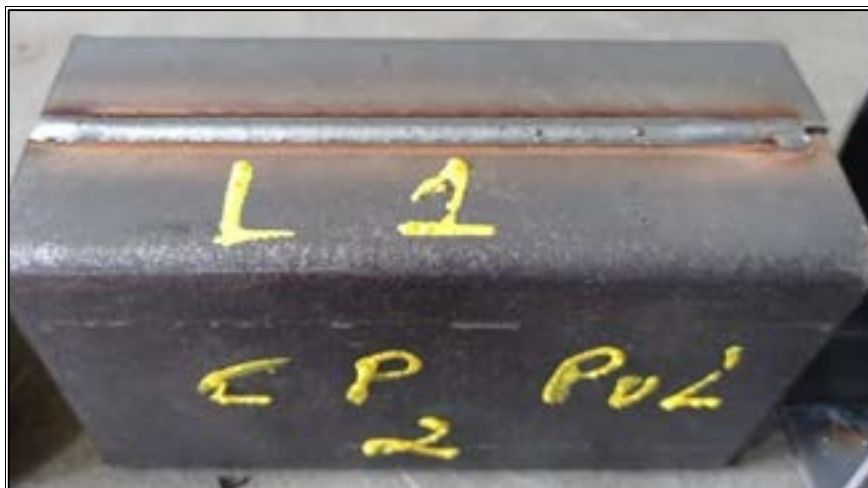


Figura 5- Corpo de prova CP 02 PUL.

Os corpos de prova acima foram os que apresentaram melhor soldabilidade portanto selecionados para a análise metalográfica os perfis forma cortados na região da junta gerando duas amostras sendo elas analisadas através de lentes de ampliações de 12, 50, 100 e 200x. O resultado final das análises micrográficas sob os corpos de prova CP 06 e CP 02 PUL pode ser visto na Figura 6.

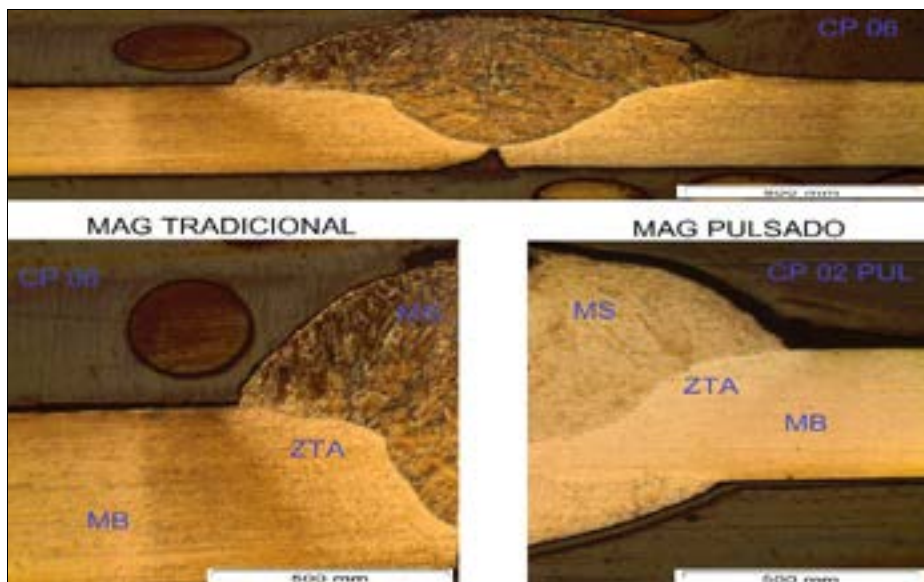


Figura 6- Micrografia CP 06 e CP 02 PUL.

Nota-se uma relevante diminuição de tamanho entre a zona termicamente afetada gerada pelo procedimento de arco pulsado, em relação a obtida com o método tradicional de soldagem MAG. Outros dois fatores servem para corroborar com a afirmação acima. O primeiro deles é a maior semelhança de coloração entre a ZTA e o MB observada na amostra do método pulsado.

O segundo ponto a ser averiguado é a presença de grãos mais grosseiros na soldagem tradicional em comparação com a soldagem pulsada, este resultado sugere que no primeiro caso o aporte térmico empregado sobre a amostra foi consideravelmente mais elevado do que no segundo caso. Esse fenômeno pode ser melhor avaliado ao se observar as imagens acima por meio de uma lente de ampliação de 100 vezes conforme se apresenta nas Figuras 6 (a) e (b), na sequência.

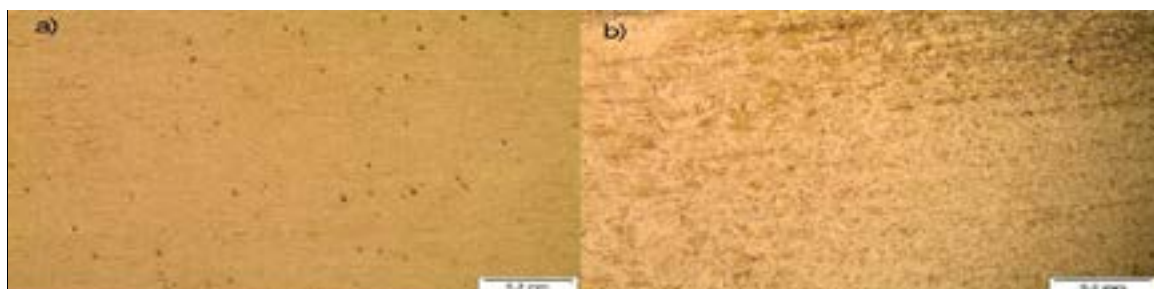


Figura 6- a) Ampliação de 100x ZTA MAG pulsado; b) Ampliação de 100x ZTA MAG tradicional.

Para uma mais adequada análise de resultados o perfil de microdureza Vickers foi traçado a partir de pontos que iniciam no metal de solda (MS), passam pela ZTA e finalizam com a verificação do metal de base (MB) como visto na Figura 7 abaixo.



Figura 7: Ensaio de microdureza Vickers.

Ao analisar os gráficos obtidos a partir dos ensaios constatou-se que o comportamento das amostras é semelhante, sendo que durante a transição entre o MS e a ZTA foi possível identificar a elevação do valor de microdureza, o qual se diminui gradativamente até se estabilizar na região do MB.

Mediante a comparação entre os gráficos das duas metodologias percebeu-se a dissimilaridade entre o metal base constituinte de cada amostra. O valor de estabilização da amostra CP 06 soldada pelo método MAG tradicional é de aproximadamente 160 HV, valor característico de um aço SAE 1020. Para a amostra CP 02 PUL, submetida a técnica de arco pulsado o valor de estabilidade no metal base foi de 285 HV, bem acima do anterior, indicando traços de um aço SAE 1045.

Salienta-se que o material foi fornecido por uma empresa da região e não foram realizados testes com o intuito de garantir a composição química do mesmo. Os gráficos que pautam essa afirmação estão sobrepostos e explanados na Figura 8.

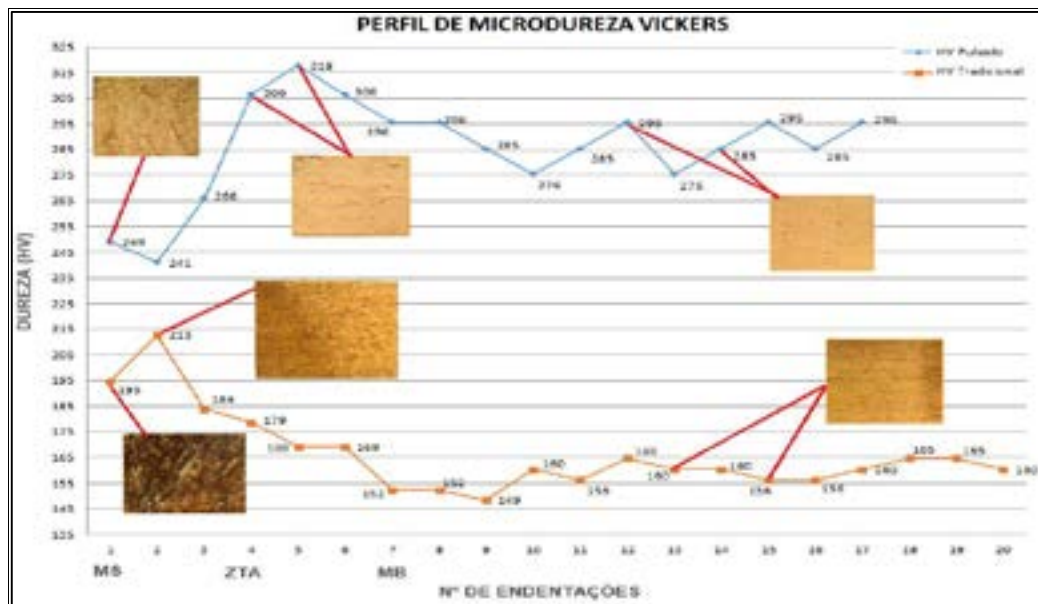


Figura 8: Gráfico microdureza Vickers

#### 4. CONCLUSÃO

Após a análise dos resultados desse estudo pode ser constatada a importância da correta regulagem dos parâmetros de soldagem e também os impactos dos mesmos sobre as juntas soldadas.

A metodologia de soldagem MAG pulsada confirmou-se como mais eficiente que sua variação tradicional quando aplicada a soldagem de baixas espessuras, além de apresentar ainda um aspecto de cordão com maior qualidade. Outro benefício desta derivação do processo de soldagem constatada nos experimentos foi a mínima formação de respingos, comprovando a transferência metálica por spray.

A análise metalográfica confirmou a nítida diminuição do aporte térmico aplicado às peças durante a soldagem pulsada, resultado perceptível com base na redução de tamanho da ZTA, a maior semelhança de coloração entre a ZTA e metal base, além da presença de grãos menores e mais refinados no método MAG pulsado em comparação ao MAG tradicional.

O uso do equipamento de monitoramento em tempo real dos parâmetros de solda demonstraram que nem sempre os parâmetros regulados na máquina de soldagem são os mesmos na poça de fusão, então conclui-se que é necessário um controle mais abrangente dos parâmetros para melhor eficiência do processo de soldagem.

O gerenciamento do processo produtivo provou-se tão importante quanto a correta utilização dos parâmetros de soldagem, visto que, não existindo uma metodologia rígida quanto ao controle de matéria prima utilizada na fabricação das peças, podem ocorrer dissimilaridades entre as composições químicas dos corpos de prova, o que impacta e prejudica diretamente a qualidade da junta soldada.

A análise visual dos cordões de solda e a metalografia da seção cortada na transversal, evidenciaram as diferenças obtidas para cada processo. Portanto, pode-se concluir que os cordões de solda a partir do processo MAG pulsado tiveram melhor penetração, melhor acabamento estético no cordão e o aporte térmico reduzido nas chapas de aço com baixa espessura.

## AGREDECIMENTO

A minha família e a Deus acima de tudo.

A UNISATC por proporcionar a oportunidade de realizar este trabalho e disponibilizar a estrutura e apoio técnico para tal.

## REFERÊNCIAS

- [1] MODENESI, Paulo José; MARQUES, Paulo Villani; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. Soldagem-fundamentos e tecnologia. Editora UFMG, 2005.
- [2] BONANNI, Carlos Gustavo. Uso combinado das técnicas doe e simulação de monte carlo em um processo de soldagem mig/mag pulsado. Tese de Doutorado. UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ. 2005.
- [3] BARRA, R. S. Influência do processo MIG/MAG Térmico sobre a microestrutura e a geometria da zona fundida [tese]. Universidade Federal de Santa Catarina, 2003.
- [4] FISCHER, Alexander. Estudo da influência dos parâmetros no processo de soldagem GMAW-arco pulsado. 2011.
- [5] DIAS, Felipe Rodrigues. Caracterização da junta soldada de aço SAE 1020 com tratamento térmico pós soldagem. Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. 2018.
- [6] GERDAU. Manual de Aços. Disponível em: Acesso em: 22 out. 2016.
- [7] AWS A5.6. Specification for Carbon Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding. American Welding Society, Doral, FL, 2012.
- [8] DO NASCIMENTO, Alexandre Saldanha; VILARINHO, Louriel Oliveira. Uma contribuição ao estudo da soldagem MIG-CA. 2006.
- [9] GOHR JUNIOR, Raúl et al. Novos métodos de controle da soldagem MIG/MAG. 2002.
- [10] BARBEDO, Nancy del Ducca. Avaliação comparativa dos processos de soldagem GMAW e FCAW utilizando aço ASTM A-36 para verificar a soldabilidade, propriedades metalúrgicas e geométricas, e resistência mecânica. 2011. 82 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2011.
- [11] IMC - SOLDAGEM. SAP V4 - V4Ti - VACTi - Manual do sistema 4º ed. Disponível em: <https://www.imc-soldagem.com.br/pt-br/manuais>. Acesso em: 02 de out. 2020.
- [12] SCOTTI, Américo; MONTEIRO, Lindbergh Souza. Uma metodologia para parametrização do processo MIG/MAG CA. Soldagem & Inspeção, v. 17, n. 3, p. 271-277, 2012.





# PREVISÃO DE FORÇAS NA ESTAMPAGEM INCREMENTAL DE CHAPA FINA METÁLICA POR MEIO DE EXPERIMENTOS E ANÁLISES POR ELEMENTOS FINITOS

Tony Emerson Marim <sup>(1)</sup>

Jonatan Augusto da Silva <sup>(2)</sup>

Sérgio Henrique Evangelista <sup>(3)</sup>

Alessandro de Oliveira <sup>(4)</sup>

Fabio Eduardo de Oliveira Costa <sup>(5)</sup>

## RESUMO

No presente trabalho é investigado o comportamento das chapas de alumínio de uso industrial QQ-A-250/5 'T3' (2024), com 0,40mm de espessura, quando exposto ao processo de Estampagem Incremental. Especificamente para a pesquisa, foi utilizada a modalidade de Estampagem Incremental de Ponta Única com uma ferramenta de ponta semiesférica. Foi elaborado um modelo em elementos finitos por meio do uso do software ABAQUS (Dassault Systèmes) com dados materiais colhidos anteriormente em ensaio de tração, possibilitando aproximar na simulação os valores adquiridos nos experimentos reais. Experimentos e análises por elementos finitos foram executados sobre alguns casos que combinam raio da ponta de ferramenta e passo diferentes. Foi feito o cálculo das forças de processo por elementos finitos e estes valores foram comparados com um modelo matemático ajustado por outros autores sobre os parâmetros do processo para a liga de alumínio utilizada. Mostrou-se que com baixo tempo de processamento computacional com os presentes modelos foi possível obter uma previsão de forças cujos erros em relação ao modelo da literatura ficaram enquadrados em uma faixa restrita de previsão. Isto aponta para a viabilidade da técnica de previsão discutida às aplicações industriais com peças mais complexas.

**Palavras-Chave:** Estampagem incremental, alumínio, elementos finitos, conformação de chapas.

<sup>(1)</sup> Mestrando, Universidade Federal de São Carlos, Brasil, [marim.tonyemerson@gmail.com](mailto:marim.tonyemerson@gmail.com)

<sup>(2)</sup> Mestrando, Universidade Federal de São Carlos, Brasil, [jonatan.silva@hotmail.com](mailto:jonatan.silva@hotmail.com)

<sup>(3)</sup> Prof. Dr., Universidade Federal de São Carlos, Brasil, [toddyprof@ufscar.br](mailto:toddyprof@ufscar.br)

<sup>(4)</sup> Colaborador, SENAI SP, Brasil, [alessandro.oliveira@sp.senai.br](mailto:alessandro.oliveira@sp.senai.br)

<sup>(5)</sup> Colaborador, SENAI SP, Brasil, [fabio.oliveira@sp.senai.br](mailto:fabio.oliveira@sp.senai.br)



# Force Prediction on a Single Point Incremental Sheet Forming by Finite Element Analyses and Experiments.

## ABSTRACT

The present paper investigated the behavior of 0.40mm thick aluminum sheets for industrial use QQ-A-250/5 'T3' (2024) when exposed to the Incremental Sheet Forming (ISF) process. Specifically for the research, the Single Point Incremental Forming (SPIF) modality was used with a semi-spherical point tool. A finite element model was prepared to run on Abaqus software (Dassault Systèmes) for which experimental data from this alloy were used to get good adjustment in respect of experimental behavior. Experiments and finite element analyses were performed over specific designed cases comprising of different sets of tool tip radius and vertical feed. In the numerical analyses, the predicted vertical forces were picked up to be compared with calculated data from a mathematical model from other authors. The computational runs required low processing times and the calculated data produced a set of errors that fell in a restricted range of values. For the sake of industrial application of a set of complex parts to be formed, it is here emphasized the importance of the finite element model implementation as described in this work to get attainable results in reasonable processing times.

**Key-words:** incremental forming, aluminum, finite element, sheet forming.

## 1. INTRODUÇÃO

Para atender a necessidade de fabricação de componentes mecânicos que envolvem perfis complexos em pequenas quantidades busca-se constantemente por processos flexíveis que têm como objetivo minimização das perdas e aumento na rentabilidade. Uma solução que desperta o interesse e vem sendo investigada e desenvolvida durante os anos é a da estampagem incremental (ISF) pela qual em curtos períodos se realizam etapas desde a construção do modelo CAD até a obtenção do primeiro produto.

Na estampagem incremental, os custos envolvidos na fabricação de lotes de pequenas quantidades de peças ou protótipos podem ser reduzidos quando comparados com estampagens convencionais, pois é possível conseguir peças complexas com o uso de ferramentas mais simples e de menor investimento. A implementação da estampagem incremental pode ser realizada por meio de máquinas específicas para a função, tais como máquinas com comando numérico computadorizado (CNC) ou com um braço robótico [7].

No processo, dentre as alternativas estão a estampagem incremental de ponta única e a estampagem incremental de duas pontas. Na estampagem incremental de ponta única, a ação da ferramenta se dá por incrementos progressivos sem apoio em sua parte de baixo, enquanto na estampagem incremental de duas pontas, é utilizada uma matriz posicionada abaixo da chapa metálica, servindo de apoio para adquirir estampagem de maior precisão dimensional ou perfis mais complexos. Tanto no primeiro quanto no segundo caso, as chapas são presas por meio de prensa chapas e sofrem ação de sucessivas deformações aplicadas por uma única ferramenta esférica em deslocamentos incrementais [8].

No processo, as deformações plásticas alteram as propriedades mecânicas do material, cujas diferenças podem ser constatadas antes e depois de sua ação em termos de rugosidade superficial, ductilidade, tensões residuais, geometria e estampabilidade. Na estampagem incremental isso não é diferente, no que é bastante comum a redução da espessura, o retorno elástico e a retenção de tensões residuais do material [5]. As variações que podem ocorrer podem afetar o desempenho dos componentes elaborados no processo de conformação incremental, principalmente com relação à redução da espessura em que os ângulos maiores entre a superfície conformada e sua configuração inicial é fator relevante para a redução acentuada da espessura [9]. Outros parâmetros podem ser relacionados nos estudos de processo de estampagem incremental como temperatura [2], diâmetro da ferramenta [1], lubrificação [3], incremento vertical, avanço e rotação [4, 12, 6] e espessura da chapa em relação ao ângulo de parede resultante da estampagem [6].

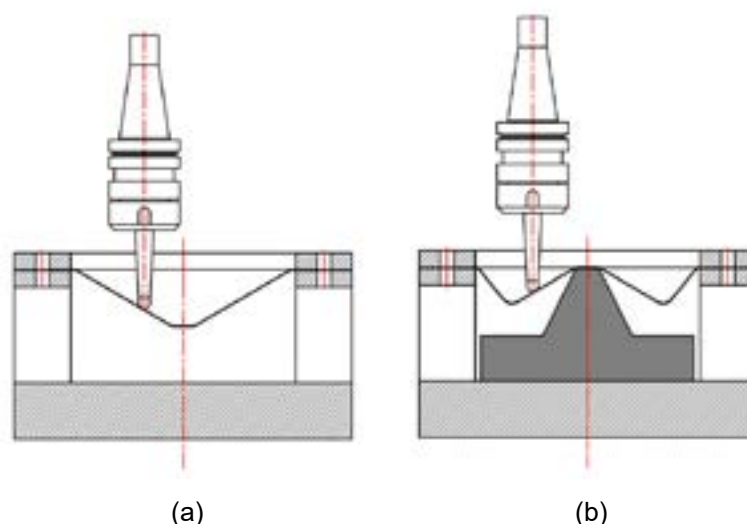


Figura 1: Estampagem incremental de ponta única (a) e estampagem incremental de ponta dupla (b).  
Fonte: próprio autor.

Este artigo apresenta uma avaliação da influência das ações das forças na estampagem incremental do tipo de ponta única, com ferramenta de ponta semiesférica rotativa simulada em um modelo elaborado em elementos finitos, a fim de prever as ocorrências na deformação obtida na estampagem de chapas finas do alumínio 2024.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para os experimentos de estampagem incremental de ponta única, foram construídos uma matriz vazada e um suporte tipo prensa chapas em aço carbono 1045, com fixações por meio de parafusos M6x1,25mm em 16 pontos da superfície.

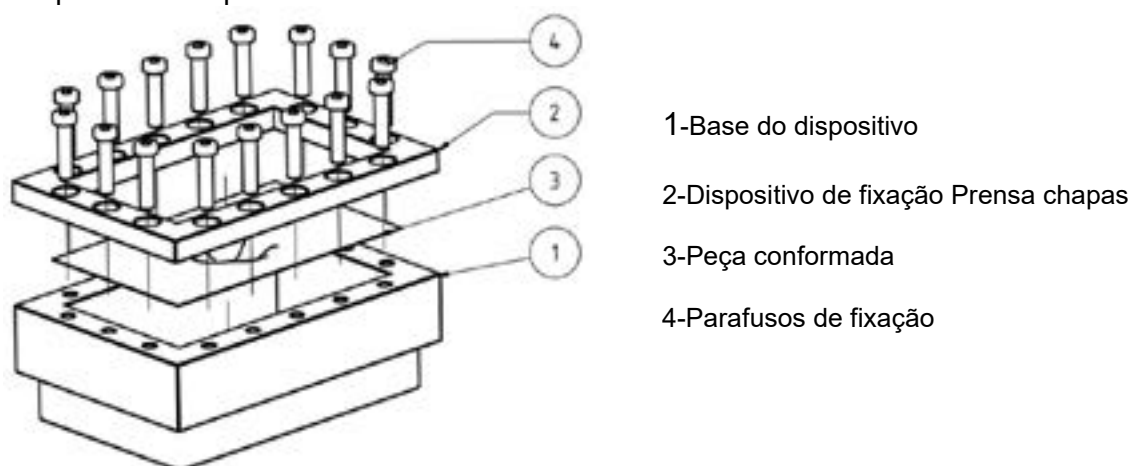


Figura 2: Matriz para fixação das chapas. Fonte: próprio autor.

A estampagem foi feita em chapas de Alumínio QQ-A-250/5 'T3' (2024) com dimensões de 0,4 X 77 X 127 mm. Essa matéria prima é descrita como um material de resistência mecânica alta e boa usinabilidade e indicada para construção de peças do ramo aeronáutico, sendo objeto de estudo em diversas áreas do campo acadêmico das engenharias e que buscam um melhor aproveitamento de suas propriedades [11]. As propriedades mecânicas das chapas de alumínio foram obtidas a partir de ensaio de tração realizado anteriormente.

Para cada experimento foi determinado o percurso e o incremento das ferramentas por programação em uma máquina CNC da marca Romi e modelo D800, com dados conforme a Tabela 2.

Tabela 1: Dados do material utilizados.

Propriedades do material	Alumínio 2024
Densidade	2,74 g/cm <sup>3</sup>
Poisson	0,33
Módulo de Young	73 GPa
Tensão de escoamento	350 MPa
Tensão de ruptura	341 MPa
Tensão máxima	439 MPa
Alongamento (corpo de prova de 32mm)	19,8 %

Tabela 2: Parâmetros da máquina CNC Romi D800.

Cursos dos eixos da máquina	Romi D800
Curso da mesa superior (eixo X)	800 mm
Curso de mesa inferior (eixo Y)	530 mm
Curso do cabeçote (eixo Z)	580 mm



Figura 3: Centro de Usinagem CNC Romi D800. Fonte: próprio autor.

Para a conformação das chapas foram construídas duas ferramentas com ponta semiesférica em aço ferramenta VC131 – AISI D6 – com corpo de diâmetro de 14 mm, raios de ponta de 6 mm e 12 mm com região procedente a ponta com ângulos de 21° e 8° respectivamente.

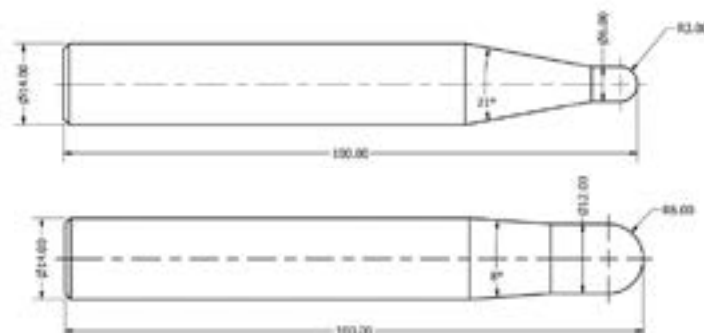


Figura 4: Ferramentas de pontas semiesféricas. Fonte: próprio autor.

Em todos os experimentos foi desenvolvida uma geometria cônica e em espiral, sendo mantidos a rotação da ferramenta em 1000 RPM e um avanço constante de  $F=200$  mm/min. sobre a chapa nos eixos X, Y e Z. O incremento vertical inicial sobre o eixo Z iniciou-se em 0,5mm, percorrendo uma forma circular iniciada em um diâmetro de 60mm com profundidade de 15 mm, mantendo um ângulo de  $45^\circ$  de parede em relação a ferramenta. Na figura 5, é possível observar a representação da posição da ferramenta durante todo o percurso em relação ao ângulo da parede.

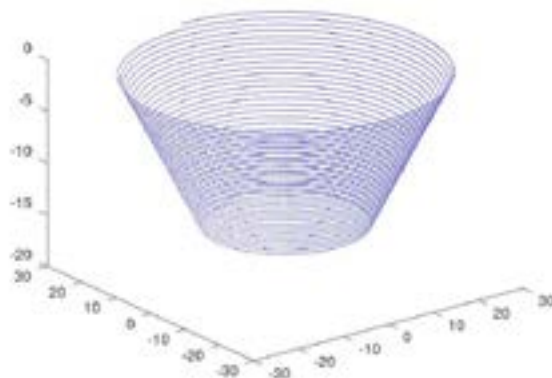


Figura 5: Trajetória da ferramenta para estampagem incremental. Fonte: próprio autor.

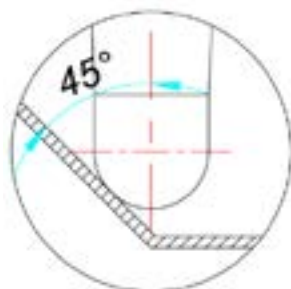


Figura 6: Inclinação de 45 graus da parede do material durante a estampagem. Fonte: próprio autor.

Os parâmetros e trajetória da ferramenta em relação ao material adotado foram determinados por uma programação e realizada no software GNU Octave, conforme a figura 4, ajustando-se o cabeçalho e a finalização do programa com dados inseridos manualmente.

Durante os ensaios foi utilizado o óleo hidráulico mineral ISO 68, o qual apresenta propriedade lubrificante, antiespumante e possui boa estabilidade térmica para a aplicação.

Atentando-se para valores relevantes da temperatura durante a estampagem incremental [6], foi utilizada uma câmera termográfica da SKF modelo Therm TKT110 para o acompanhamento de qualquer variação que pudesse ocorrer na chapa a ser conformada.

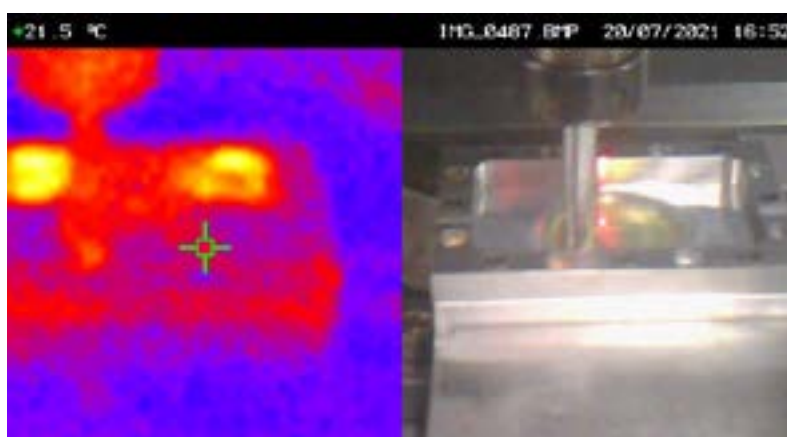


Figura 7: Análise de temperatura durante a estampagem incremental. Fonte: próprio autor.

Para levantar os dados dos resultados foram realizados oito experimentos, sendo quatro com a ferramenta de ponta semiesférica de raio de 6mm e quatro com a ferramenta de ponta semiesférica de raio de 3 mm.

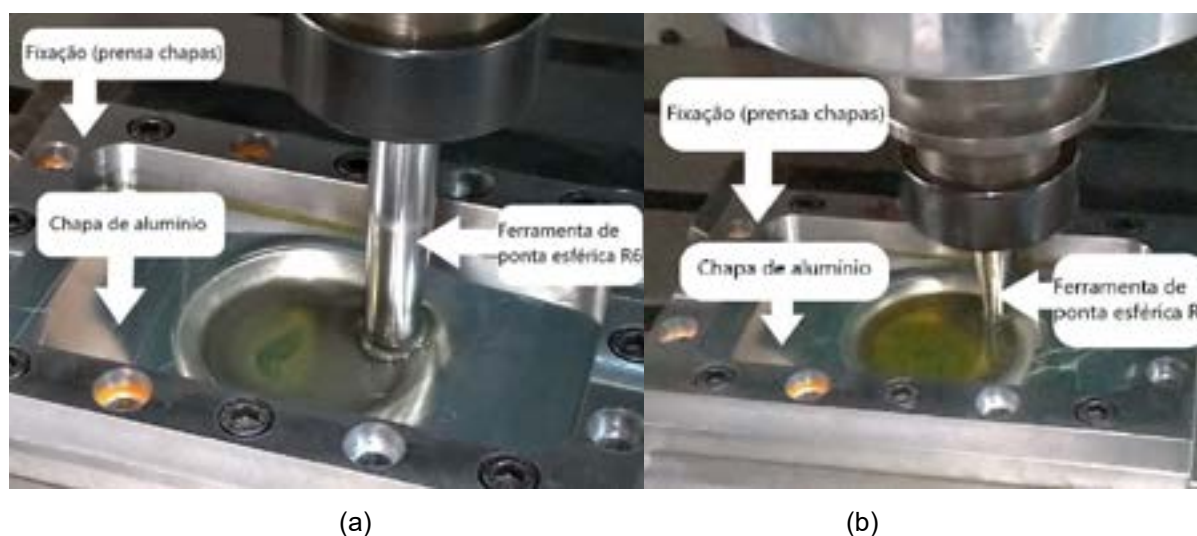


Figura 8: Estampagem incremental: estampagem com uso de ferramenta com raio de 6 mm (a) e a estampagem incremental com uso de ferramenta de raio de 3 mm (b). Fonte: próprio autor.

Em ordem, foram realizadas primeiramente as estampagens nas chapas de 0,4 mm de espessura e trajetória com incrementos de 0,5 mm em hélice, com rotação no cabeçote rotativo do centro de usinagem de 1000 RPM fixa e uma redução na trajetória a cada experimento até chegar em 0,2 mm de incremento.

O modelo para análises em elementos finitos foi construído com o auxílio do software da Dassault Systèmes ABAQUS, para analisar a influência do atrito, das tensões e forças aplicadas durante a estampagem incremental, fixando-se a malha e variando-se as condições de contorno.

A chapa de alumínio foi modelada em elemento de casca S4R, classificada como elemento em três dimensões de uso geral de 4 nós, discretizados com refinamento de malha com tamanhos mínimos de 0,1 mm e máximos de 2 mm, enquanto o prensa-chapas segue o refinamento de mesmo valor nos tamanhos mínimos e máximos de 7,5 mm. As ferramentas foram simplificadas em formas semiesféricas de 12 mm e 6 mm de diâmetro e assim como o prensa-chapas, as ferramentas foram determinadas como elementos rígidos.

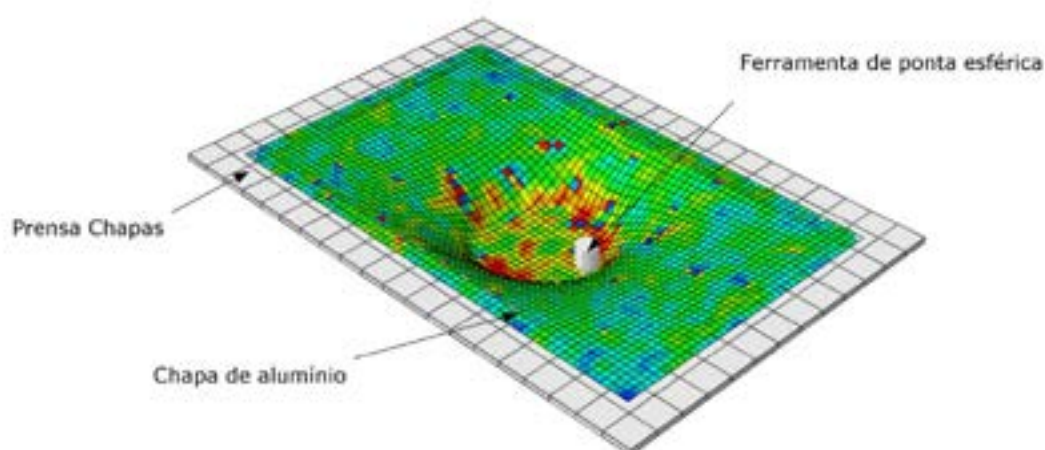


Figura 9: Modelo de elementos finitos elaborado no ABAQUS. Fonte: próprio autor.

Para análise da malha foram levadas em consideração as forças obtidas no final da simulação e as análises feitas nos elementos escolhidos conforme a realização do trajeto da ferramenta com a superfície da chapa. Na predição dos valores da força no eixo Z  $F_z$ , Aerens et al. [1] desenvolveram a variável dependente  $F_s$ , que é a força em Z dada em Newton.



$$F_s = 0,0716Rmt^{1.57}dt^{0.4}\Delta h^{0.09} \propto \cos \alpha \quad (1)$$

em que,  $R_m$  é o valor de resistência a tração ( $N/mm^2$ ),  $t$  é a espessura da chapa (mm),  $dt$  é o diâmetro da ferramenta (mm),  $\alpha$  é o valor do ângulo da parede e  $\Delta h$  é altura do *scallop* relacionado ao incremento de profundidade  $\Delta h_1$ .

$$\Delta h = 2 \sin \alpha \sqrt{\Delta h_1(dt - \Delta h_1)} \quad (2)$$

As análises do modelo simulado foram compatibilizadas com a trajetória realizada da ferramenta de ponta esférica com raio de 6 mm e uma trajetória com hélices de 0,5 mm sendo reduzida gradativamente, até ser realizada a trajetória com hélices de 0,2 mm de passo, tendo como parâmetro comparativo a deformação plástica empregado às forças horizontais e verticais.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Para os experimentos realizados, os primeiros corpos de prova não demonstraram alterações de temperatura em sua superfície, permanecendo entre valores de 20 a 23 °C, o que permitiu dispensar o acompanhamento constante da variável.

As figuras 10 e 11 apresentam o aspecto final das chapas extraídas em 2 casos que combinam raio da ferramenta e passos diferentes. Nota-se o detalhe de cada figura com a indicação da abertura da trinca, o que condicionou a interrupção do processo. Como informação levada às análises por Elementos Finitos, considerou-se a execução das mesmas com profundidade máxima de 15,0 mm.

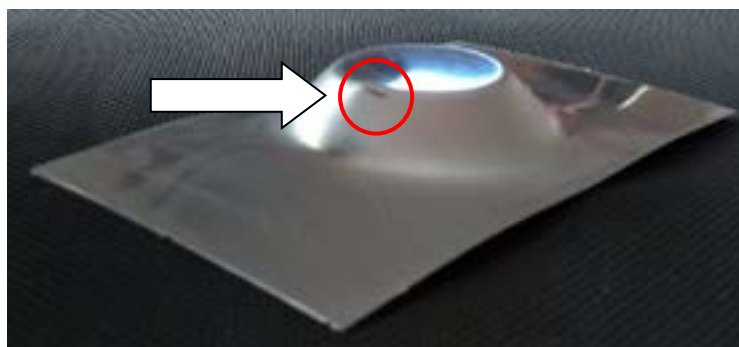


Figura 10: Experimento realizado com ferramenta de raio 3 mm, passo 0,20 mm, profundidade de 15,0 mm.  
Fonte: próprio autor.

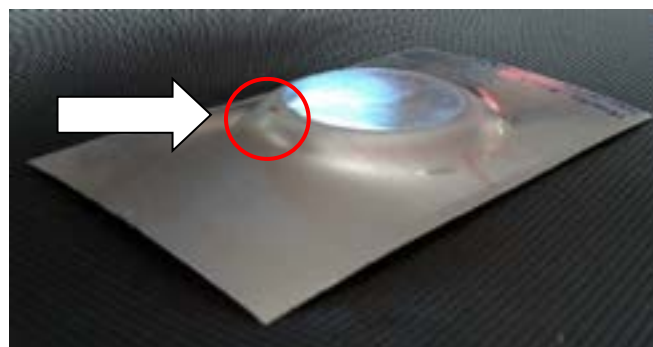


Figura 11: Experimento realizado com ferramenta de raio 6 mm, passo 0,50 mm, profundidade de 8,30 mm.  
Fonte: próprio autor.

A Figura 12 ilustra em superposição as curvas de forças nas direções X, Y e Z, bem como os deslocamentos na direção Z, para o caso de Estampagem Incremental em que a ferramenta tinha raio de 3 mm, com passos de 0,20 mm. Esta configuração refere-se ao caso experimental demonstrado na figura 10. Não serão demonstradas as curvas para os outros casos. Elas foram obtidas numericamente para um deslocamento de 15 mm, mas os dados efetivos de forças contemplaram uma região de análise dos gráficos em que os deslocamentos eram menores ou iguais aos efetivos em seus respectivos experimentos.

De toda a maneira, a previsão de esforços nos vários casos demonstrou uma grande oscilação das cargas. É possível que isto seja uma penalização de caráter numérico devido ao fato de que simplificações foram adotadas na implementação do modelo de Elementos Finitos para que as análises durassem em torno de 20 minutos para serem executadas.

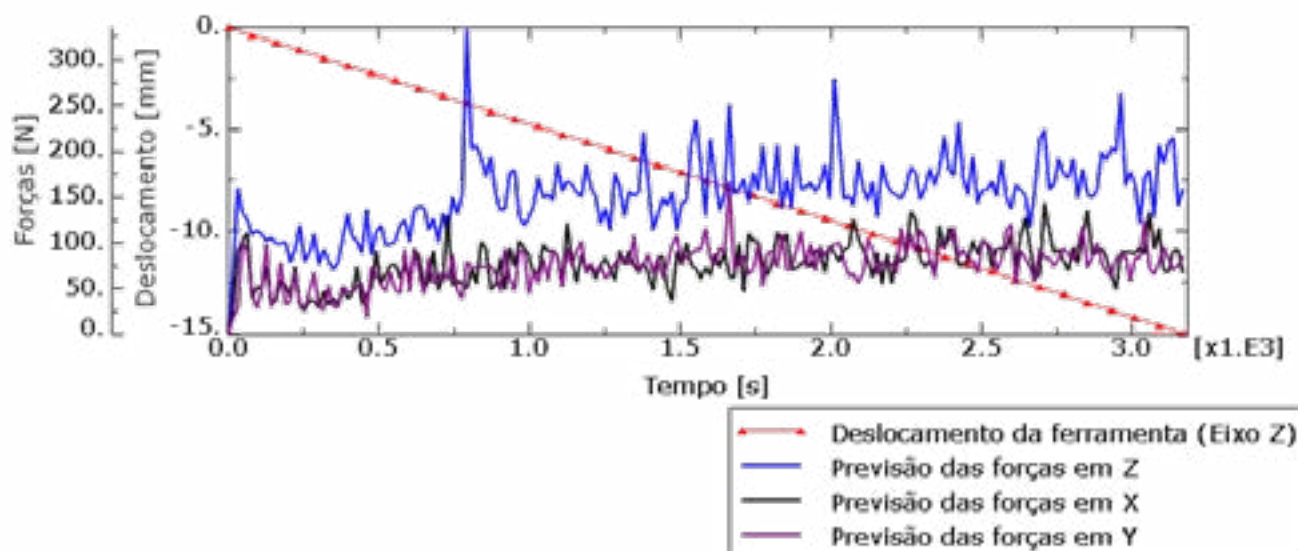


Figura 12: Previsão de forças por Elementos Finitos – Caso da ferramenta de raio 3 mm, passo 0,20 mm. Fonte: próprio autor.

A tabela 3 traz um comparativo das forças aplicadas ao eixo Fz a partir da estimativa pela Equação (1) dos autores [1] e também por elementos finitos. Observa-se que foi desconsiderada neste estudo a influência da rotação da ferramenta pois a presença dos valores de rotação empregados nas simulações em comparação com os cálculos realizados implicaram em uma redução média de apenas 5% da força final no eixo Z, conforme [13].

Tabela 3: Valores de forças em Z previstos para os casos citados. Fonte: próprio autor.

Raio da ferramenta	Passo (incremento)	Valores estimados conforme Eq. (1)	Valores obtidos por Elementos finitos	Erro % em relação ao estimado pela Eq. (1)
R 6mm	0,5	392,2 N	328 N	- 16,4 %
R 3mm	0,5	314,2 N	311 N	- 1,01 %
R 6mm	0,2	332,6 N	233 N	- 29,9 %
R 3mm	0,2	266,4 N	234 N	- 12,2 %

Da Tabela 3 observa-se que os valores obtidos por Elementos Finitos ficaram em geral menores que os valores obtidos de [1]. Verifica-se que o módulo de erros de previsão ficou abaixo de 30%.

São trazidas as seguintes considerações acerca destas comparações.

Dos valores obtidos por elementos finitos destacou-se na Tabela 3 o pico mais pronunciado em cada caso.

Por outro lado, das estimativas obtidas pela Eq. (1), consideram-se as investigações feitas pelos autores da equação [1]. Estes ponderaram pelo fato de que as equações apresentadas em seu trabalho para vários materiais referiram-se às curvas ajustadas a partir de uma quantidade grande de experimentos, com variações em suas condições. Disto, para a liga de Alumínio 2024 foi estimado que o erro de previsão da equação em relação aos seus experimentos ficou entre +10% e -24%. Estes autores trabalharam com ferramentas de raio maior ou igual a 10mm.

De maneira conservadora, pode-se estimar que os erros de predição de força neste trabalho poderiam ser estimados a partir de uma composição entre os valores da Tabela 3 e os valores obtidos por [1] para a liga de Alumínio utilizada. Assim, estima-se que o padrão de implementação por elementos finitos empregado neste trabalho deverão produzir erros compostos em relação a experimentos futuros que fique na faixa entre +9% e -45%.

Considerações adicionais podem ser feita acerca de melhorias ao modelo de Elementos Finitos empregado e que possam contribuir com uma previsão mais robusta dos esforços desejados. Destacam-se entre os fatores as condições de contorno impostas ao travamento à borda da chapa e a estimativa para robusta para o coeficiente e modelo de atrito a serem impostos ao problema de Elementos Finitos.

#### 4. CONCLUSÕES

Neste trabalho foram apresentados e discutidos alguns procedimentos simples relacionados à implementação por Elementos Finitos do problema da estampagem incremental de chapa fina de Alumínio 2024, segundo algumas condições de processo. Erros de predição da força em Z (direção da profundidade da estampagem) para o estudo foram estimados para ficarem entre +9% e -45% quando comparado com trabalho de outros autores [1]. A condição de implementação dos presentes modelos mediante esta faixa de erros de predição sugere a busca por melhorias discutidas. Dentre elas, destacam-se a melhoria, no âmbito do modelo de elementos finitos, sobre as condições de travamento da borda da chapa na matriz e também sobre a escolha do modelo de atrito e seu coeficiente. Vale enfatizar a importância em se manter o tempo de processamento computacional baixo (20 minutos) para que a disseminação em âmbito industrial da técnica seja atrativa, mesmo com erros de predição enquadrados na faixa acima citada.

#### AGRADECIMENTO

Agradeço a Universidade Federal de São Carlos – UFSCAR, ao programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica – PPGMEC, ao Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar – D.E.M pela concessão da licença para o uso do programa ABAQUS a este trabalho, a escola Senai “Henrique Lupo” e ao Capes pelo apoio fornecido.

## REFERÊNCIAS

- [1] AERENS, R.; EYCKENS, P.; BAEL, A. V.; DUFLOU, J. R. Force prediction for single point incremental forming deduced from experimental and fem observations. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 46, n. 9, p. 969–982, Feb 2010.
- [2] AL-GHAMDI K.A., HUSSAIN G. 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* 2015; 88:82–94.
- [3] AL-OBAIDI A., KRÄUSEL V., LANDGREBE D. Hot single-point incremental forming assisted by induction heating. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2016; 82:1163–71.
- [4] AZEVEDO N.G., FARIAS J.S., BASTOS R.P., TEIXEIRA P., DAVIM J.P., SOUSA R.J.A. Lubrication aspects during Single Point Incremental Forming for steel and aluminum materials. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing* 2015; 16:589–95.
- [5] BHATTACHARYA A., MANEESH K., REDDY N.V., CAO J. Formability and Surface Finish Studies in Single Point Incremental Forming. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 2011;133.
- [6] BRUSCHI, S.; ALTAN, T.; BANABIC, D.; BARIANI, P.F.; BROSIUS, A.; CAO, J.; GHIOTTI, A.; KHRAISHEH, M.; MERKLEIN, M.; TEKKAYA A.E. Testing and modelling of material behavior and formability in sheet metal forming. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. p 727 – 749. 2014.
- [7] DUFLOU J.R., VERBERT J., BELKASSEM B., GU J., SOL H., HENRARD C., et al. Process window enhancement for single point incremental forming through multi-step toolpaths. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 2008; 57:253–6.
- [8] JESWIET, J., MICARI, F., HIRT, G. et al. Asymmetric Single Point Incremental Forming of Sheet Metal. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 54(2), 88–114, 2005.
- [9] KOPAC J., KAMPUS Z. Incremental sheet metal forming on CNC milling machine-tool. *Journal of Materials Processing Technology* 2005;162–163:622–8.
- [10] LI, J.; LI, C.; ZHOU, T. Thickness distribution and mechanical property of sheet metal incremental forming based on numerical simulation. *Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China*, [s.l.], v. 22, p.54-60, out. 2012.
- [11] MARTINS, P. A. F.; BAY, N.; SKJOEDT, M.; SILVA, M. B. Theory of single point incremental forming, *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, v. 57, p. 247-252. 2008.
- [12] SILVA, R. C; REIS, C. G. dos; SCHAEFFER, L. Análise do processo de estampagem incremental aplicado emu ma geometria tubular. 38<sup>th</sup> SENAFOR. 2019.
- [13] SILVA, P. J. da. Estampagem incremental de ponto simples: uma análise de conformabilidade baseada em medição de força, desgaste de ferramenta e aquecimento. Tese de doutorado. Universidade de Brasília - DF, 2017.
- [14] XU D., WU W., MALHOTRA R., CHEN J., LU B., CAO J. Mechanism investigation for the influence of tool rotation and laser surface texturing (LST) on formability in single point incremental forming. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 2013; 73:37–46



## 40<sup>th</sup> SENAFOR

24<sup>th</sup> International Forging Conference

23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming

Conference / 7<sup>th</sup> BrDDRG Congress

10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

8<sup>th</sup> International Conference on Powder Metallurgy / 14<sup>th</sup> Meeting on Powder Metallurgy

Centro de Eventos do Hotel Continental - Porto Alegre/RS

October 13-15, 2021

# PREVISÃO DO RETORNO ELÁSTICO NO PROCESSO DE DOBRAMENTO DE CHAPAS FINAS DE ALUMÍNIO 2024-T3

Jonatan Augusto da Silva <sup>(1)</sup>

Tony Emerson Marim <sup>(2)</sup>

Sérgio Henrique Evangelista <sup>(3)</sup>

Alessandro de Oliveira <sup>(4)</sup>

Fábio Eduardo de Oliveira Costa <sup>(5)</sup>

## RESUMO

A operação de dobra de chapas é um processo de conformação mecânica presente nos mais diversos ramos de aplicações industriais e o retorno elástico (*springback*) é um dos problemas encontrados em sua realização. O objetivo deste trabalho é verificar o comportamento do alumínio QQ-A-250/5 'T3' (2024) ao ser submetido a uma operação de dobramento em "V" utilizando matriz e punção como ferramentas, comparando seus resultados com equações conhecidas na literatura e com resultados apresentados em trabalhos de referência. Análises numéricas no software Abaqus foram realizadas utilizando como dados de entrada valores obtidos por meio de ensaios de tração do material, além de dados fornecidos pelos fabricantes das chapas que são largamente utilizadas na área de construção aeronáutica. Por meio da análise dos experimentos foi possível verificar diferenças nos resultados esperados nas equações em comparação com os dados obtidos nas análises numéricas e nas medições dos corpos de prova. Os resultados por elementos finitos apresentaram desvios menores que aqueles obtidos por cálculos diretos. Discussões sobre limitações nas análises e dependências das hipóteses são apresentadas para oferecer aprimoramento futuro nos processos preditivos.

**Palavras-Chave** - Elementos finitos, retorno elástico, medição tridimensional, dobramento de chapas.

<sup>(1)</sup> Mestrando, Universidade Federal de São Carlos, Brasil. E-mail: [jonatan.augusto@hotmail.com](mailto:jonatan.augusto@hotmail.com).

<sup>(2)</sup> Mestrando, Universidade Federal de São Carlos, Brasil. E-mail: [marim.tonyemerson@gmail.com](mailto:marim.tonyemerson@gmail.com).

<sup>(3)</sup> Prof. Dr, Universidade Federal de São Carlos, Brasil. E-mail: [toddyprof@ufscar.br](mailto:toddyprof@ufscar.br)

<sup>(4)</sup> Colaborador, SENAI SP, Brasil. E-mail: [alessandro.oliveira@sp.senai.br](mailto:alessandro.oliveira@sp.senai.br).

<sup>(5)</sup> Colaborador, SENAI SP, Brasil. E-mail: [fabio.oliveira@sp.senai.br](mailto:fabio.oliveira@sp.senai.br)



# Springback Prediction on 2024-T3 Aluminium Alloy Sheet Metal in Bending Forming

## ABSTRACT

The “V” bending is a forming process present in the most diverse branches of industrial applications and the springback is one of the critical issues in its general applications. This work aimed at investigation of QQ-A-250/5 'T3' aluminum (2024) specimens subjected to a “V” bending operation with die and punch tools. Measured deviation angles in experiments were compared to calculated results obtained from equations in literature. Also, numerical analyses of this forming problem were performed in the Abaqus software by using mechanical properties from material tensile tests over 2 sample types. Through the analysis and comparisons with the experiments, it was possible to verify slight differences on the expected results from analytical equations and from numerical analyses when compared to measurements from the specimens. Discussions highlighted a different set of dependence issues and limitations concerning the adopted hypotheses in each analysis type, which pointed out aspects for future improvements in the prediction techniques.

## 1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de produtos por meio da aplicação de processos de conformação mecânica está em crescente evolução e o desenvolvimento para a indústrias de bens e serviços é resultado destes seus esforços [1].

A operação de dobramento de chapas é amplamente realizada aplicando-se uma carga de forma a aumentar a tensão interna do material [2] e mesmo com todo conhecimento sobre o processo pode apresentar alguns problemas técnicos no decorrer de sua aplicação [3], como por exemplo os problemas que decorrem da distribuição das tensões nas áreas aplicadas do material [4].

O retorno elástico conhecido como *springback* está entre os fenômenos indesejáveis que podem surgir durante o desenvolvimento do processo de dobra fazendo com que a chapa submetida ao processo de conformação retorne parcialmente ao seu estágio inicial [5], o que pode comprometer a qualidade dimensional do produto.

A maneira de tratar os efeitos do *springback* continua sendo um desafio de forma a prever o comportamento dos materiais [6]. Ensaios foram realizados anteriormente utilizando materiais e suas espessuras diversas a fim de verificar o comportamento de amostras quanto ao retorno elástico para comparação com as equações conhecidas na literatura. Foi verificado de forma parcial que os resultados encontrados para o aço 1010 nas espessuras analisadas estiveram de acordo com as equações já conhecidas, porém divergências foram encontradas ao analisarem-se materiais distintos [8].

O objetivo do presente trabalho consiste em realizar as operações de dobra em chapas de alumínio QQ-A-250/5 'T3' (2024), utilizando corpos de prova com espessuras de 0,4mm para a verificação da compatibilidade dos resultados com as equações conhecidas, além de verificar possíveis alterações nos dados do *springback*.

Os resultados serão utilizados para estudo de viabilidade em propor possíveis alterações no processo de dobra, podendo ser alterações geométricas na matriz e punção, além da possibilidade de alteração no processo de operação dos equipamentos. Com isto, busca-se minimizar os impactos dos efeitos adversos nos processos de conformação mecânica que em geral estão alinhados com a busca de melhoria contínua do setor industrial na tentativa de reduzir custos, tempo de processo e melhorar as características mecânicas nos materiais produzidos [7].

## 2. REFERENCIAL TEÓRICO

As operações de dobra de chapas estão entre os processos de conformação mecânica que alteram as propriedades mecânicas e geométricas quando comparado com o material inicialmente submetido aos esforços aplicados durante o processo de conformação [1].

O fenômeno do *springback* consiste em um efeito indesejado do processo de conformação que gera um efeito similar à recuperação de mola, o que provoca uma deformação parcial nos materiais, fazendo com que o material retorne parcialmente após a liberação da aplicação de força em um determinado processo de conformação mecânica como por exemplo em uma operação de dobramento de chapas [5].

Verificando-se a importância de considerar o retorno elástico no processo de dobramento, foram apresentadas equações que relacionam os fatores aplicados ao retorno elástico, permitindo determinar um fator de retorno elástico, em que são necessários a força ( $F_b$ ) que será exercida na dobra, a largura do material ( $b$ ), o comprimento da dobra, a espessura ( $s$ ) das chapas, e o raio ( $r_1$ ) de dobra [9].

$$Mb = \frac{F_b * l}{4} \quad (1)$$

Em que:

$M_b$  = Momento fletor de dobramento (N.mm)

$F_b$  = Força de dobramento (N)

$l$  = Comprimento de dobra (mm)

Fonte: (SCHAEFFER e ROCHA, 2007).

$$k = 1 - \frac{12Mb(r_1 + 0,5s)}{E * b * s^3} \quad (2)$$

em que:

$k$  = Fator de retorno elástico

$M_b$  = Momento de dobra (N.mm)

$r_1$  = Raio interno de dobramento (mm)

$s$  = Espessura da chapa (mm)

$b$  = Largura da chapa dobrada (mm)

$E$  = Módulo de elasticidade do material da chapa (GPa)

Fonte: (SCHAEFFER e ROCHA, 2007).

$$k = \frac{\alpha}{\alpha'} \quad (3)$$

$k$  = Fator de retorno elástico

$\alpha$  = Ângulo teórico de dobramento

$\alpha'$  = Ângulo de dobramento calculado

Fonte: (SCHAEFFER e ROCHA, 2007).

Com isto, emprega-se para o cálculo do erro:

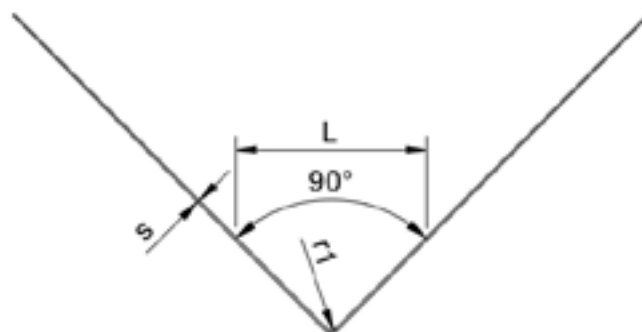
$$Erro = 100 * (Valor_{Calculado} - Valor_{Experimental}) / Valor_{experimental} \quad (4)$$

em que:

$Valor_{Experimental}$  = valor obtido pelo experimento

$Valor_{Calculado}$  = valor calculado por equações ou Elementos Finitos, conforme o caso.

A figura 1 apresenta algumas das medidas que são aplicadas no desenvolvimento das equações 1, 2 e 3.



**Figura 1** – Convenção para cálculo da equação de dobramento.

Fonte: Elaboração Própria

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

No desenvolvimento deste trabalho foram realizados ensaios experimentais e numéricos em chapas de alumínio QQ-A-250/5 'T3' (2024) com espessura de 0,4 mm para verificação de seu comportamento no que se refere ao retorno elástico que surge durante a operação de dobramento.

O experimento foi realizado utilizando-se de uma dobradeira do Modelo Newton PDH - 7525 para cargas de 75 toneladas com um vão livre disponível para dobra de chapas de até 2,5 m e com comando numérico computadorizado. A medição para caracterização da matriz e do punção bem como das chapas dobradas foi realizada utilizando uma medidora tridimensional modelo TESA Bugnon 38. Também foi utilizado um Scanner 3D modelo Shinning 3D EinScan Pro 2x Plus para a coleta da geometria posterior ao ensaio de dobra de forma a realizar uma comparação entre o modelo teórico final e o real resultado obtido.

Para a simulação numérica foi utilizado o *software* de elementos finitos Abaqus 2014, utilizado a partir de disponibilização do mesmo junto ao DEMA, Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar, Universidade Federal de São Carlos.

As chapas de alumínio QQ-A-250/5 'T3' (2024) utilizadas para a realização do experimento foram cortadas com as dimensões de 150 mm de comprimento, 20 mm de largura e com espessuras de 0,4 mm, cuja retirada da chapa principal seguiu a direção de laminação "0°".

Corpos de prova utilizados para o ensaio de tração foram cortados em uma máquina de corte a fio Fanuc modelo a-C400iA. Os corpos de prova para o ensaio estavam de acordo com a norma ASTM E 8M-2000. Este ensaio foi realizado com o objetivo de coletar os dados de comportamento mecânico da chapa para modelagem no *software* de elementos finitos e utilizar nos cálculos para definir o comportamento do material quanto ao retorno elástico.

Na tabela 1 é possível verificar as propriedades mecânicas do material utilizado para o desenvolvimento dos experimentos que consiste no alumínio QQ-A-250/5 'T3' (2024).

**Tabela 1:** Propriedades Mecânicas do Alumínio QQ-A-250/5 'T3' (2024).

Fonte: Elaboração própria

Propriedades do material	Valores
Módulo de Elasticidade E (GPa)	73,0 GPa
Tensão de Escoamento (MPa)	350 MPa
Tensão Máxima (MPa)	439 MPa
Tensão de Ruptura (MPa)	341 MPa
Alongamento % do corpo de prova de 32mm	19,8 %
Densidade	2,74g/cm <sup>3</sup>
Coefficiente de Poisson	0,33

Os dados coletados a partir da tabela 1 e da geometria dos corpos de prova foram utilizados para realizar uma análise numérica por meio de elementos finitos e no experimento realizado nos laboratórios de conformação mecânica.

Para a realização do experimento foram utilizadas uma matriz com abertura do tipo "V" apresentada na figura 2-b juntamente com o punção para aplicação da carga de dobra. A montagem

entre o punção e a matriz sem a presença da chapa pode ser vista na figura 2-a.

Foram desenvolvidos 2 punções com raios de dobra diferentes para verificar alterações nos resultados, sendo um deles com raio de 1,0 mm (Fig. 2-c) e o outro que apresenta um raio de dobra de 5,5 mm (Fig. 2-d).

Antes de se realizar os experimentos, tanto a matriz quanto os punções foram caracterizados por meio de medições tridimensionais e escaneamento 3D de forma a identificar suas dimensões e desvios de forma.



**Figura 2** – a – Matriz e punção montados; b – Matriz; c – Punção com raio de 1,0mm; d – Punção com raio de 5,5mm.

Fonte: Elaboração Própria

A coleta de dados de força do ensaio foi realizada por meio de um sistema elaborado em uma plataforma com microcontrolador Arduino e, cujos valores foram utilizados para criar as curvas do comportamento do material durante o ensaio. Este sistema apresenta um erro confirmado experimentalmente de  $\pm 0,19$  N.

Os valores de força aplicados durante a operação de dobra dos corpos de prova também foram utilizados como entrada de dados no processo de análise numérica realizado no *software* Abaqus 2014, para a verificação dos resultados.

Para aplicação da análise numérica foram elaborados os modelos do corpo de prova, com o objetivo de carregar as informações técnicas, como as características dimensionais e das propriedades mecânicas do material no *software* Abaqus 2014.

Na análise numérica foi estudado o ensaio por meio do algoritmo de integração implícita, que trata as interações de maneira não linear analisando o incremento das forças, tensões e deslocamentos a cada etapa da solução.

Para simplificação da solução numérica foi considerado o ensaio como simulação em 2D utilizando o estado plano de deformação, além da aplicação de simetria no corpo de prova, punção e matriz.

Na caracterização do material foram inseridos os valores de módulo de elasticidade e coeficiente de *Poisson*, além dos valores de tensão e deformação verdadeiros, dados estes que foram obtidos por meio do ensaio de tração do material utilizado como corpo de prova. Os elementos que compõe a matriz e o punção foram considerados rígidos para simplificar a solução.

A malha do corpo de prova foi dividida em 6 elementos igualmente espaçados na direção da espessura de 0,4mm e em 60 elementos na direção do comprimento, o que resultou em um total de 360 elementos em cada uma das metades do corpo de prova. Os elementos utilizados foram do tipo CPE4 que são formados por 4 nós e são aplicados em estado plano de deformação.

A simulação foi desenvolvida utilizando o mesmo valor de deslocamento e velocidade aplicada nos ensaios experimentais e o monitoramento e coleta de dados foram realizados por meio da geração de gráficos do comportamento de tensão e deformação do corpo de prova.

Foi considerado o coeficiente de atrito de 0,2 na análise numérica e o experimento foi realizado sem a aplicação de lubrificação.

#### 4. RESULTADOS E DICUSSÕES

Antes de realizar a operação de dobra, um referenciamento foi realizado para garantir que o curso de deslocamento do punção fosse o suficiente para realizar o procedimento, encostando a superfície do punção na matriz sem a presença da chapa.

Durante a realização dos experimentos foram coletadas as forças máximas de dobra aplicadas em cada um dos corpos de prova e que podem ser observadas na tabela 2.

**Tabela 2:** Força máxima de dobramento aplicada.

Fonte: Elaboração Própria

Raio do punção (mm)	Força de dobra[N]
1,0	33 N
5,5	30 N

A figura 3 apresenta os resultados de duas chapas dobradas com punções diferentes, onde a figura 3-a consiste na chapa dobrada com ferramenta de raio 1,0 mm e a figura 3-b mostra o resultado da chapa dobrada com ferramenta de raio 5,5 mm.



**Figura 3 – a –** Dobra com ferramenta de raio 1,0 mm; **b -** Dobra com ferramenta de raio 5,5 mm

Fonte: Elaboração Própria

Foram realizadas as medições de raio interno da chapa e ângulo de dobramento. As medidas coletadas estão apresentadas na tabela 3 e as medidas principais da matriz e do punção são apresentadas na tabela 4.

**Tabela 3:** Medidas coletadas na tridimensional TESA Bugnon 38 para a chapa.

Fonte: Elaboração Própria

Raio do Punção	Raio Interno[mm]	Ângulo de dobra[°]
1,0	1,458	93,54
5,5	6,453	113,30

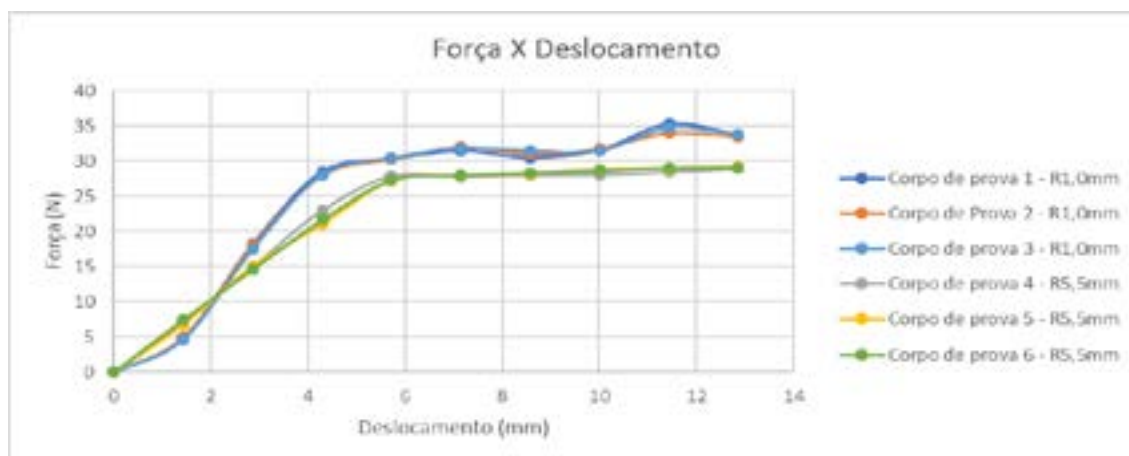
**Tabela 4:** Medidas coletadas na tridimensional TESA Bugnon 38 para o ferramental.

Fonte: Elaboração Própria

Matriz		Punção		
Largura do V[mm]	Angulo de dobra[°]	Largura do "V" [mm]	Ângulo de dobra[°]	Raio de dobra
32,167	89,95	32,3	89,6	1
		32,2	89,9	5,5

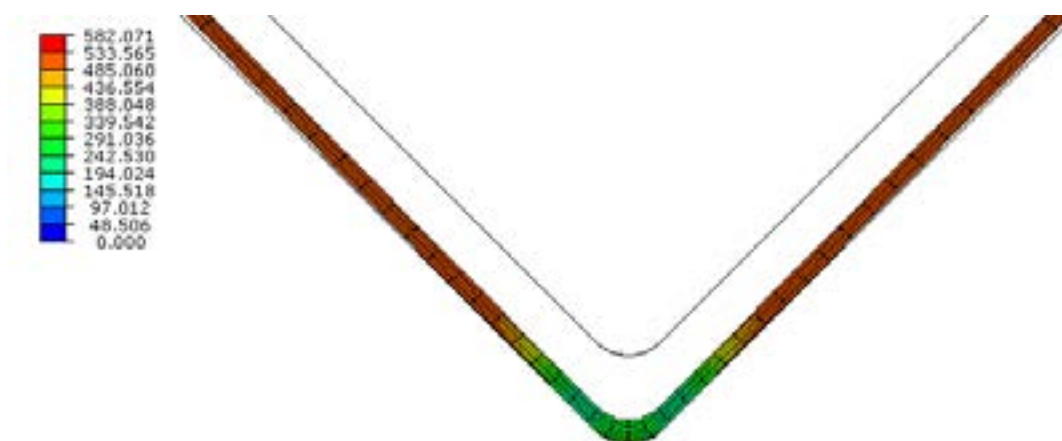
A figura 4 apresenta o resultado da coleta experimental das forças de dobra para os 3 corpos de prova que foram dobrados com ferramentas de raio 1,0 mm e para as chapas dobradas com ferramenta de raio 5,5 mm, em que também foram utilizados 3 corpos de prova.





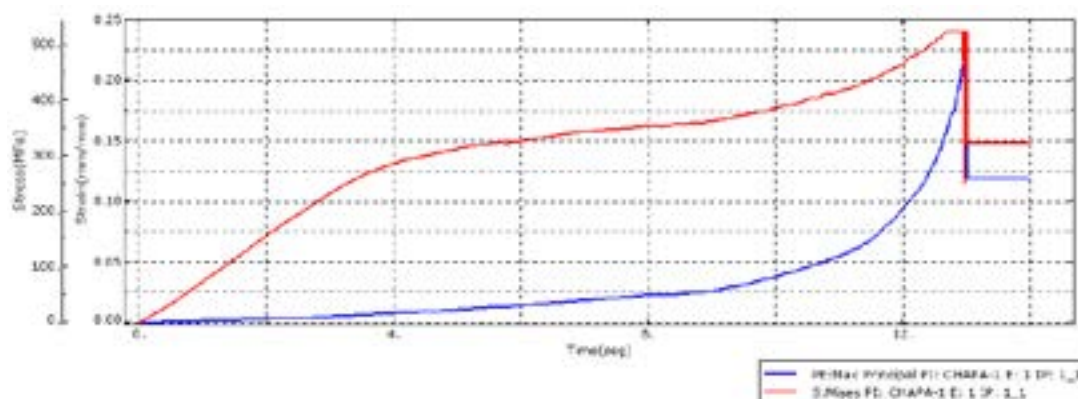
**Figura 4** – Comparação entre os corpos de prova.  
Fonte: Elaboração Própria

O estado de tensões equivalentes obtido por elementos finitos é ilustrado na figura 5 para o caso da dobra com ferramenta de raio 1,0 mm. Nas análises que se seguem, foi escolhido como ponto de estudo o comportamento do elemento 1. Este elemento consiste no elemento mais solicitado durante a análise numérica.



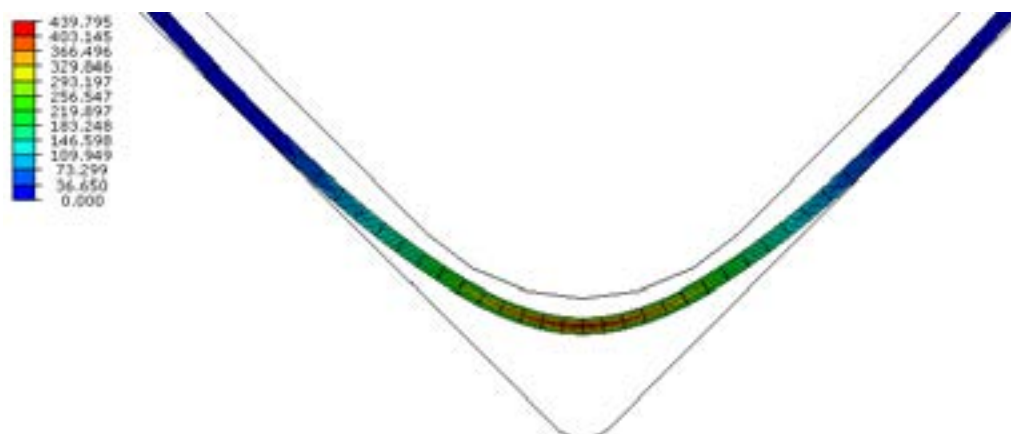
**Figura 5** – Alívio da dobra com ferramenta de raio 1,0 mm.  
Fonte: Elaboração Própria

A figura 6 apresenta um comparativo entre o comportamento da tensão e da deformação no elemento 1 durante todo o ensaio.



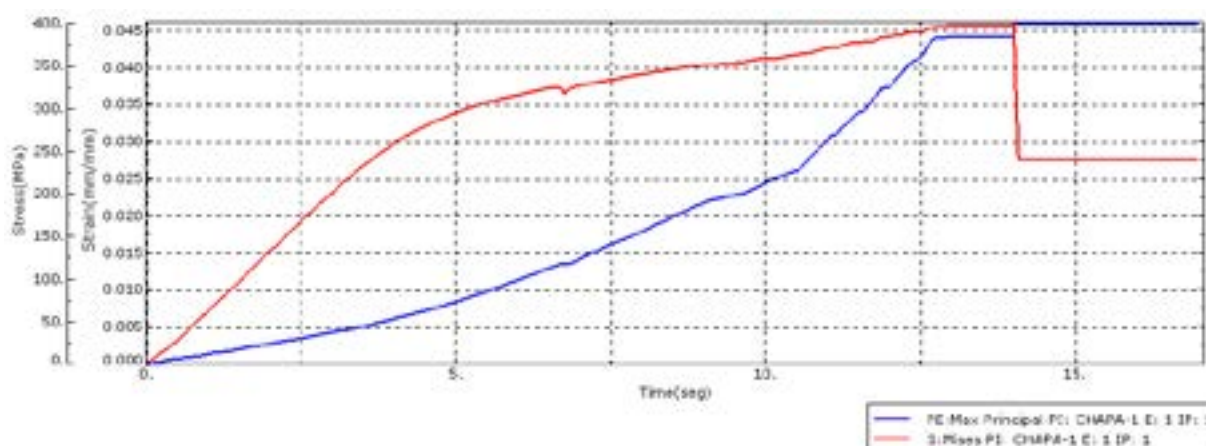
**Figura 6** – Curva de tensão (von Mises) e deformação plástica principal 1 (PE:Max Principal P1) no elemento 1 – Raio 1,0 mm.  
Fonte: Elaboração Própria

Na figura 7 está ilustrado o alívio da dobra da chapa com ferramenta de raio 5,5 mm.



**Figura 7** – Alívio da dobra com ferramenta de raio 5,5 mm.  
Fonte: Elaboração Própria

O comportamento da tensão e deformação equivalentes do elemento 1 durante o ensaio da dobra com ferramenta de raio 5,5mm está demonstrado na figura 8.



**Figura 8** – Curva de tensão (von Mises) e deformação plástica principal 1 (PE:Max Principal P1) no elemento 1 – Raio 5,5 mm. Fonte: Elaboração Própria

Para análise dos dados do ensaio foram aplicados os cálculos apresentados anteriormente nas equações 1 e 2. O valor da força de dobra realizada por punção com raio de 1,0 mm apresentou um valor médio de 30 N. A força medida durante a dobra na chapa com punção de raio de 5,5 mm foi de 27,5 N. Como as chapas foram dobradas na mesma matriz, o valor de L das equações foi considerado 32,167 mm.

Os valores dos ângulos de dobras obtidos por meio do experimento, das análises numéricas e dos valores teóricos esperados estão apresentados na tabela 5, onde também estão inseridos os valores do fator elástico K calculados a partir das condições indicadas na tabela. Foram calculados os valores teóricos por meio da aplicação das equações 1, 2 e 3, onde foram encontrados os valores de ângulos de dobras teóricos, bem como foi possível definir o fator de retorno elástico K.

**Tabela 5:** Valores Teóricos, experimentais e por elementos finitos para o ângulo de dobra e para o fator K.  
Fonte: Elaboração Própria

Raio de dobra	Ângulo de Dobramento (°)			Fator K		
	Teórico	Experimento	Elementos Finitos	Teórico	Experimento	Elementos Finitos
1,0	96,30	93,54	89	0,935	0,962	0,988
5,5	136,19	113,3	104	0,661	0,794	0,865

Desta forma é possível verificar os erros de previsão dos ângulos finais de dobramento conforme a equação 4 e que estão apresentados na tabela 6.

**Tabela 6:** Erros obtidos para o ângulo de dobramento (valores calculados em relação aos experimentais, Eq. 4).  
Fonte: Elaboração Própria

Raio de dobra	Erros teóricos em relação ao experimento	Erros nos cálculos por elementos finitos em relação ao experimento
1,0	+ 2,95%	- 4,85%
5,5	+ 20,20%	- 8,21%

Pela síntese obtida na Tabela 6, é possível verificar que a resposta do alumínio QQ-A-250/5 'T3' (- 2024) apresenta um padrão diferenciado de erros quando comparados os cálculos por equações ou por elementos finitos. Os cálculos por equações apresentaram valores finais dos ângulos de dobramento maiores que os obtidos nos experimentos respectivos. Por outro lado, os cálculos por elementos finitos apresentaram valores de ângulos de dobramento menores que os obtidos nos experimentos.

É preciso considerar que a modelagem teórica (equações 1 e 2) parte de premissas que não consideram o grau de encruamento imposto sobre as amostras. Os resultados teóricos apresentados exacerbam na previsão do total retorno elástico, mas não perdem sua importância ao serem obtidos por cálculos diretos por equações.

De maneira oposta, a análise por elementos finitos considera o efeito diferencial imposto pelo encruamento das amostras. Apesar de os erros de previsão por elementos finitos parecerem mais satisfatórios que os obtidos pelas equações dado o módulo dos desvios apresentados, estudos mais sistemáticos necessitam ser contemplados para se mitigar os possíveis fatores de influência nos erros remanescentes juntamente com as limitações das hipóteses adotadas nestas análises.

De forma indireta pelos gráficos das deformações principais 1 (Figuras 6 e 8), observa-se uma relação coerente da evolução da grandeza com o raio de curvatura do punção (menor raio relaciona-se com maior deformação principal 1). Apesar deste aspecto que mostra tal coerência, as tensões equivalentes do caso 2 (punção com raio de 5,5 na ponta, figura 8) atingiram um valor máximo acima da maior tensão obtida no ensaio de tração do material. Esta é uma situação comum quando há carregamentos mais complexos do que os uniaxiais, mas que poderia encontrar uma ponderação diferenciada ao se realizar comparações para esta análise alterando-se a premissa do estado plano de deformações para o estado plano de tensões.

Ainda, indagações sobre como o contato da ponta arredondada do punção interage com a chapa poderão ser úteis aos estudos que se baseiam em geometrias mais complexas. No caso, o problema de contato mecânico e atrito pode se revelar como fator crucial em alguns casos, sobretudo se junto a estes estudos se contemplar a presença de elementos construtivos que condicionam a acomodação do material na matriz, o que se traduz em condicionar o encruamento do material por regiões na matriz. Isto pode levar a novas estratégias para mitigação do problema já na etapa dos estudos numéricos.

## 5. CONCLUSÃO

Neste trabalho foram apresentadas comparações entre as predições teóricas e por elementos finitos sobre o problema do retorno elástico em amostras metálicas. Erros menores foram obtidos nas análises por elementos finitos, com desvios abaixo de 8,21% em módulo a respeito dos ângulos finais obtidos nas análises numéricas em relação aos obtidos nos experimentos. As duas abordagens de predição possuem limitações, sendo elas discutidas no texto para orientar as iniciativas futuras de aprimoramento com as técnicas apresentadas. Além da necessidade por se realizar experimentos com uma quantidade maior de amostras em busca de relevância estatística para caracterização de seus erros, cabe reconsiderar as premissas de modelagem por elementos finitos que envolvem o problema das deformações planas e do atrito no contato com o punção e que podem ser fatores de relevância ao oferecerem uma compatibilização satisfatória entre os diversos parâmetros calculados como deformação e tensão e sua coerência com propriedades de material e outros dados experimentais obtidos.

## AGRADECIMENTO

Agradeço a Universidade Federal de São Carlos – UFSCAR, ao programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica – PPGMEC, ao Capes pelo apoio fornecido e a Escola SENAI Henrique Lupo de Araraquara-SP pelo apoio fornecido. Agradeço também ao DEMa, Departamento de Engenharia de Materiais, da UFSCar, Universidade Federal de São Carlos, pela concessão do programa Abaqus para emprego nestes estudos.

## REFERÊNCIAS

- [1] BRESCIANI FILHO, E; ZAVAGLIA, C. A. C; BUTTON, S. T; GOMES, E; NERY, F. A. da C. *Conformação Plástica dos Metais*. Campinas: Editora da Unicamp, 2011 (6a. edição), 383p.
- [2] CALLISTER Jr, W. D. *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*. 8 ed. Rio de Janeiro: LTC editora, 2008, 705p.
- [3] FARSI, M. A; AREZOO, B. Bending force and spring-back in v-die-bending of perforated sheet-metal components. *J. Braz. Soc. Mech. Sci. & Eng.* Rio de Janeiro, v. 33, n. 1, p. 45-51, Mar. 2011 Disponível em <[http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S1678-58782011000100007&lng=en&nrm=iso](http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1678-58782011000100007&lng=en&nrm=iso)>. Acesso em 14 out 2020.
- [4] BEER, Ferdinand P.; JOHNSTON JR, E. R.; DEWOLF, J. T.; MAZUREK, D. F. *Mecânica dos Materiais*. Tradução José Benaque Rubert; Walter Libarde 5. ed. São Paulo: AMGH Editora, 2011. 800p.
- [5] RAMEZANI, M.; RIPIN, Z. M.; AHMAD, R. Modelling of kinetic friction in Vbending of ultra high strength steel sheets. *Int J Adv Manuf Technol*, Nibong Tebal, v.46, p.101-110, 2010.
- [6] SILVA, É. A. da. *Estudo do efeito springback em aços avançados de alta resistência aplicados a indústria automobilística*. 2012. 147 f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012. Disponível em: <<http://hdl.handle.net/11449/94426>>.
- [7] ZANLUCHI, J. J. D. *Avaliação de Retorno Elástico para Processos de Estampagem à Frio dos Aços Bifásicos DP600 e DP800*. 2014. 94p. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Porto Alegre, 2014.
- [8] CORREA, J. M., MALINSKI, C. *ANÁLISE DO RETORNO ELÁSTICO NO DOBRAMENTO DE CHAPAS METÁLICAS*, 38º SENAFOR, 2019.
- [9] SCHAEFFER, L.; ROCHA, A. DA S. *Conformação Mecânica: Cálculos Aplicados em Processos de Fabricação*. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2007.



# Comparação dos métodos de análise das deformações na Estampagem Incremental

## Comparison of strain analysis methods in Incremental Sheet Forming

Rafael Gustavo Schreiber <sup>(1)</sup>

Dionatan de Souza Britto <sup>(2)</sup>

Andrison Rodrigues Teixeira <sup>(3)</sup>

Régis Marcelo de Souza <sup>(4)</sup>

Lirio Schaeffer <sup>(5)</sup>

### RESUMO

Este trabalho apresenta uma compara o de dois métodos para análise das deforma es no processo de Estampagem Incremental. Neste estudo foi estampada uma peça com formato de hiperboloide a partir de uma chapa de latão C268 com 0,81 mm de espessura. O processo de Estampagem Incremental da peça foi realizado em um centro de usinagem CNC, utilizando uma ferramenta de raio 5 mm, com eixo livre (sem rota o), com incremento vertical de 0,5 mm e lubrifica o com  leo VG 100. Após o experimento foi avaliada a deforma o máxima na peça por método analítico (baseado na lei do cosseno) e por medi o direta com micr metro. Os valores obtidos de máxima deforma o na espessura foram comparados a fim de determinar o erro percentual no uso do método analítico em rela o ao valor obtido na medi o direta.

**Palavras chave** - Estampagem Incremental, Deforma o, Lei do Cosseno, Latão.

### ABSTRACT

This work presents a comparison of two methods for analyzing strains in the Incremental Sheet Forming process. In this study, a hyperboloid-shaped part was formed from a 0.81 mm thick C268 brass sheet. The part's Incremental Sheet Forming process was carried out in a CNC machining center, using a 5 mm radius tool, without rotation (free spindle), with a step-down of 0.5 mm and lubrication with VG 100 oil. After the experiment, the maximum strain was evaluated on the part by analytical method (based on the cosine law) and by direct measurement with a micrometer. The values obtained for maximum strain in thickness were compared in order to determine the percentage error in the use of the analytical method in relation to the value obtained in the direct measurement.

**Key words** - Incremental Stamping, Deformation, Cosine Law, Brass.

<sup>(1)</sup> Prof. MSc. Eng.; IFSC (Federal Institute of Santa Catarina), Brazil, rafael.schreiber@ifsc.edu.br

<sup>(2)</sup> Mechanical Engineer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, dionathansb@hotmail.com

<sup>(3)</sup> MSc. Eng.; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, andrison@g1equipamentos.com.br

<sup>(4)</sup> Mechanical Engineer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, regismsouza@yahoo.com.br

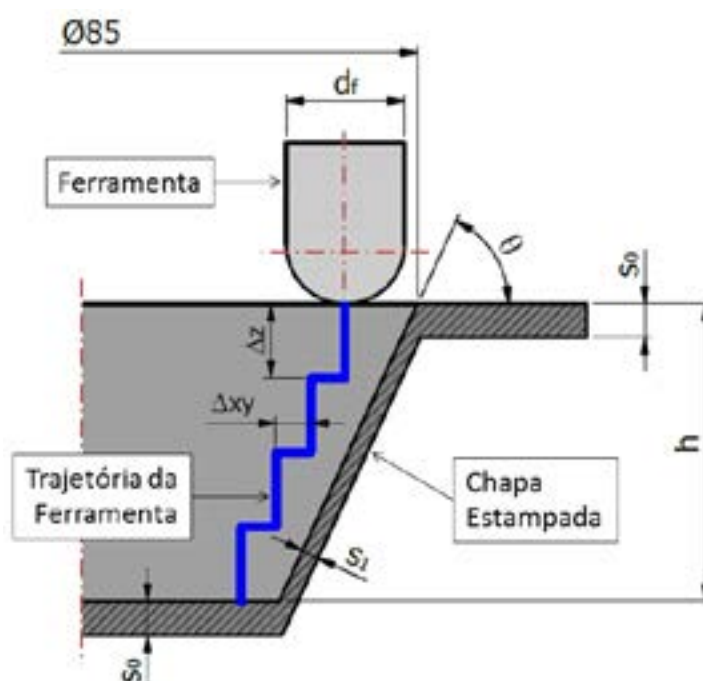
<sup>(5)</sup> Prof. Dr. Ing.; UFRGS (Federal University of Rio Grande do Sul), Brazil, schaeffer@ufrgs.br



## 1. INTRODUÇÃO

A estampagem incremental é um processo de aplicado à fabricação de peças em pequena escala e também à prototipagem de componentes em desenvolvimento [1]–[3]. Nesse processo há grandes vantagens em relação ao processo de estampagem convencional, como o menor custo de fabricação do ferramental e a obtenção de maiores limites de estampabilidade [4], [5].

A estampagem incremental consiste na conformação progressiva de uma chapa plana de espessura  $s_0$ , pelo incremento de uma ferramenta de conformação com ponta semiesférica e diâmetro  $d_f$ . Este processo consiste em fixar a chapa entre um prensa-chapas e uma placa de apoio. À medida que a ferramenta de conformação penetra sobre a chapa é realizada sua conformação, de modo que o formato da peça é definido pela trajetória da ferramenta, conforme indicado na Figura 1.



**Figura 1:** Representação Esquemática de Estampagem Incremental [6]

Para a conformação da peça são necessários vários incrementos com a ferramenta sobre a chapa. O percurso da ferramenta normalmente é determinada por programação de comando numérico computadorizado (CNC) [2]–[4]. Por meio do incremento vertical  $\Delta z$  e lateral  $\Delta xy$  da ferramenta sobre a chapa é formado o ângulo de parede  $\theta$  com o eixo horizontal, sendo que a espessura da chapa é diminuída até a espessura final  $s_1$ .

É possível relacionar o ângulo de parede com a espessura final da chapa, sendo essa relação expressa pela lei do cosseno, conforme indicado na Equação 1 [7]. Segundo a lei do cosseno, quanto maior for o ângulo de parede utilizado, menor será a espessura final da chapa.

$$s_1 = s_0 \cdot \cos(\theta) \quad (1)$$

Onde:

- $s_0$  = espessura final da chapa (mm);
- $s_1$  = espessura inicial da chapa (mm);
- $\theta$  = ângulo de parede ( $^\circ$ ).

A deformação verdadeira no sentido da espessura da chapa  $\varphi_3$  é determinada pela Equação 2, em função da espessura inicial e da espessura final.

$$\varphi_3 = \ln\left(\frac{s_1}{s_0}\right) \quad (2)$$

Onde:

$\varphi_3$  = deformação verdadeira na espessura (-).

A deformação na espessura também pode ser obtida por meio da lei da constância de volume, conforme Equação 3 e Equação 4. Mas para isso se faz necessário conhecer as deformações na largura e no comprimento.

$$\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3 = 0 \quad (3)$$

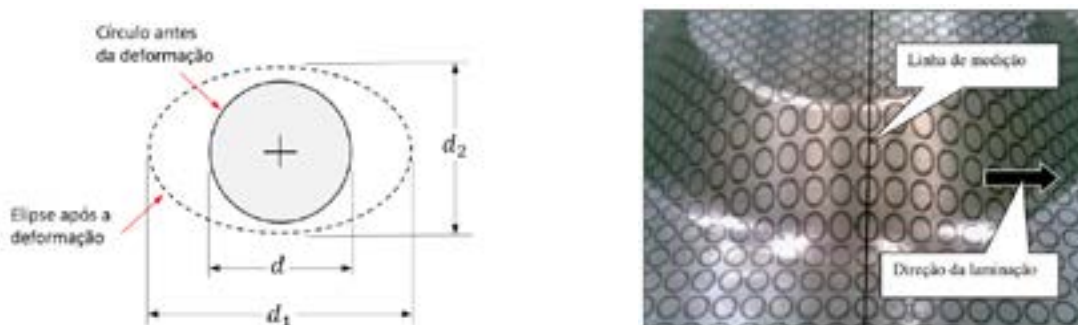
$$\varphi_3 = -(\varphi_1 + \varphi_2) \quad (4)$$

Onde:

$\varphi_1$  = deformação verdadeira no comprimento (-);

$\varphi_2$  = deformação verdadeira na largura (-).

As deformações  $\varphi_1$  e  $\varphi_2$  podem ser determinadas pelo método da visioelasticidade. Neste método geralmente é realizada a gravação eletroquímica ou gravação a laser de uma grade de círculos na chapa antes de sua conformação. Dependendo do tipo de deformação à qual a peça está sendo submetida os círculos gravados são deformados podendo assumir um formato diferente (elíptico) ou assumir uma dimensão diferente (um círculo de maior diâmetro). A Figura 2a apresenta as dimensões de um círculo gravado antes da deformação da chapa e as dimensões de um formato elíptico apresentado na chapa após a deformação do material. A Figura 2b apresenta uma peça estampada e a grade de círculos deformada para avaliação da visioelasticidade.



**Figura 2:** Dimensões do círculo e da elipse para visioelasticidade (a) e Exemplo de peça conformada para avaliação por visioelasticidade (b) [8]

As dimensões da grade deformada podem ser realizadas por meio de uma régua flexível. Após a medição da grade as deformações verdadeiras  $\varphi_1$  e  $\varphi_2$  são calculadas por meio da Equação 5 e da Equação 6.

$$\varphi_1 = \ln\left(\frac{d_1}{d}\right) \quad (5)$$

$$\varphi_2 = \ln\left(\frac{d_2}{d}\right) \quad (6)$$

Onde:

$d_1$  = comprimento da elipse (mm);

$d_2$  = largura da elipse (mm);

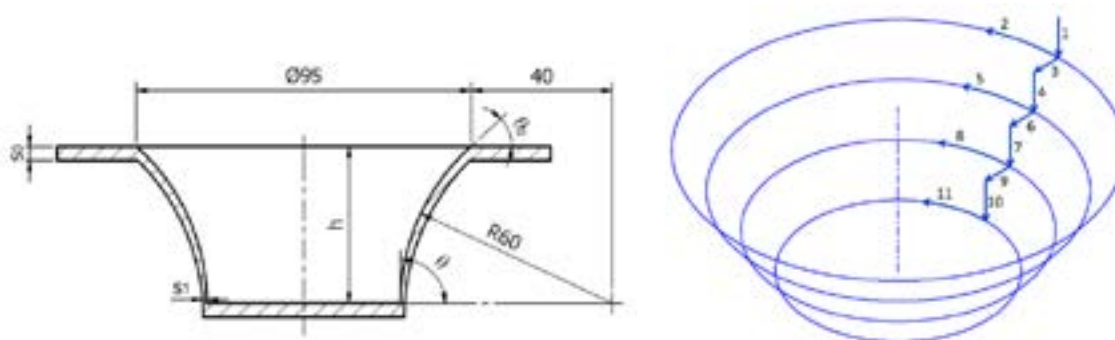
$d$  = diâmetro do círculo gravado na chapa (mm).

Além da estimativa da deformação em espessura por meio da lei do cosseno e por meio da visioelasticidade, também é possível verificar o valor da deformação pela medição direta da espessura final da chapa. No entanto, para fazer a medição da espessura da chapa após a deformação do material é necessário realizar o corte da peça.

Este trabalho apresenta uma comparação entre estes três métodos para análise da deformação em espessura no processo de estampagem incremental (lei do cosseno, visioelasticidade e medição direta).

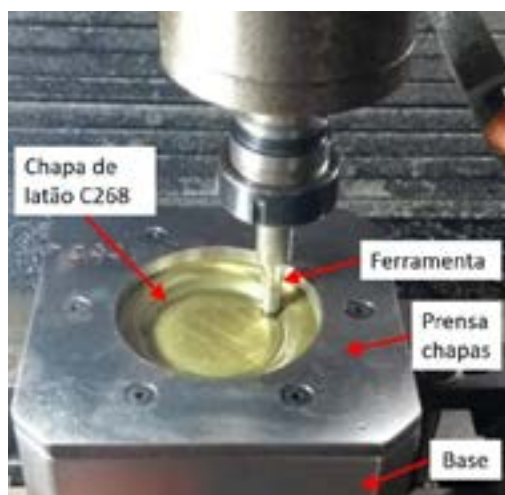
## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foi realizada a estampagem incremental de uma chapa de latão C268 com espessura inicial 0,81 mm. O formado estampado foi de um hiperboloide, que é um perfil que permite a conformação da peça em um ângulo variável, desde um ângulo inicial  $\theta_0$  até um ângulo final  $\theta_1$ . As dimensões do hiperboloide estão indicadas na Figura 3a e a trajetória da ferramenta no experimento está indicada na Figura 3b. O experimento foi conduzido até que ocorresse a fratura do material, ou seja até a profundidade máxima  $h$ .



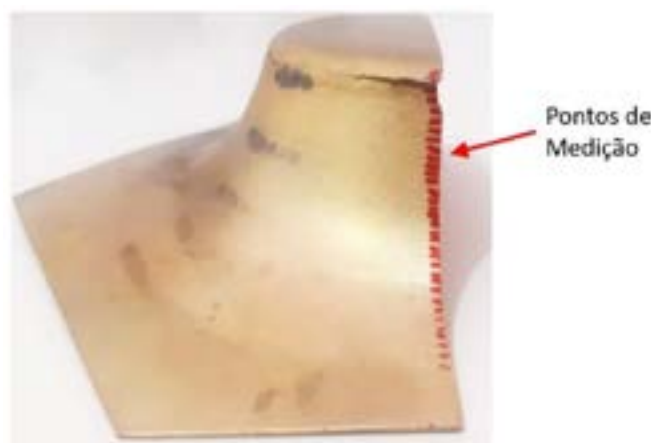
**Figura 3:** Dimensões do hiperboloide (a) e Trajetória da ferramenta no experimento (b) [9]

Este experimento de estampagem incremental foi realizado utilizando uma ferramenta com diâmetro  $d_f = 10$  mm, fabricada em aço SAE 1045 temperada e revenida. Para conformação da peça foi utilizado incremento vertical  $\Delta z = 0,5$  mm, velocidade de avanço  $v = 500$  mm/min, sem rotação da ferramenta (eixo livre) e lubrificação com óleo VG 100. O experimento foi realizado em um centro de usinagem CNC marca Romi e modelo Discovery 380, conforme indicado na Figura 4.



**Figura 4:** Realização do experimento no centro de usinagem CNC

Após a conformação da peça foi realizado um corte transversal por eletroerosão a fio. Em seguida foram marcados 32 pontos de medição ao longo do perfil da peça. A altura de cada ponto foi marcada com auxílio de um traçador de altura com resolução 0,01 mm. A espessura da peça em cada ponto marcado foi realizada através de um micrômetro com curso 0-25 mm e resolução 0,01 mm. Com o valor de espessura em cada ponto foi possível calcular a deformação em espessura em cada ponto por meio da Equação 2. Na Figura 5 são indicados os pontos de medição ao longo do perfil da seção transversal da peça.



**Figura 5:** Pontos de medição na peça estampada

Para determinar a deformação do material neste experimento com base na lei do cosseno foi necessário calcular o ângulo de parede ( $\theta$ ) em função da profundidade do perfil ( $h$ ) por meio da Equação 7.

$$\theta = \text{sen}^{-1} \left( \frac{\sqrt{(R+r)^2 - (R-h+r)^2}}{R+r} \right) \quad (7)$$

Onde:

$\theta$  = Ângulo de parede ao longo do perfil (°);

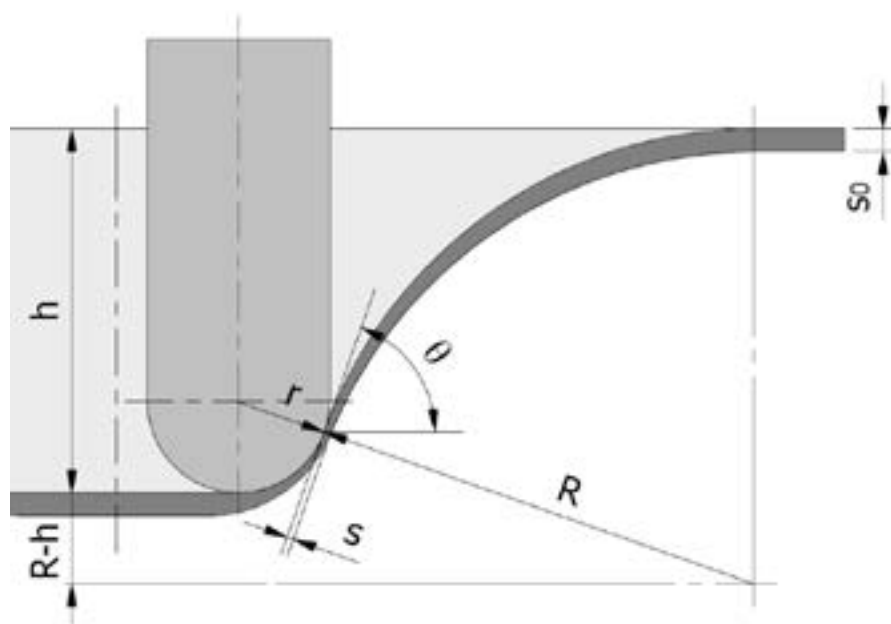
$s$  = Espessura da chapa ao longo do perfil (mm);

$R$  = Raio do hiperboloide (mm);

$r$  = Raio da ferramenta (mm);

$h$  = Profundidade ao longo do perfil (mm).

A Figura 6 apresenta uma representação do perfil de hiperboloide estampado com variação de espessura ao longo da profundidade, sendo esta figura a referência para a dedução da Equação 7. Com base no ângulo estimado em função da profundidade do perfil, foi estimada a espessura final da chapa (Equação 1) e a deformação correspondente (Equação 2).



**Figura 6:** Realização do experimento no centro de usinagem CNC

O erro percentual calculado entre a espessura da chapa estimada pela lei do cosseno e a espessura da chapa medida com micrômetro foi determinado pela Equação 8.

$$ep = \left( \frac{s_{1_{med}} - s_{1_{calc}}}{s_{1_{med}}} \right) \cdot 100 \quad (8)$$

Onde:

$ep$  = Erro percentual (%);

$s_{1_{med}}$  = Espessura final da chapa medida com micrômetro (mm);

$s_{1_{calc}}$  = Espessura final da chapa calculada pela lei do cosseno (mm).



### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Após a medição direta de espessura nos 32 pontos marcados na seção transversal da peça estampada, foi calculada a deformação em espessura corresponde a cada ponto. A Tabela 1 relaciona a altura de medição de cada ponto marcado na peça com a espessura final e a deformação em espessura obtidas por medição direta com micrômetro e pelo método analítico em função da lei do cosseno.

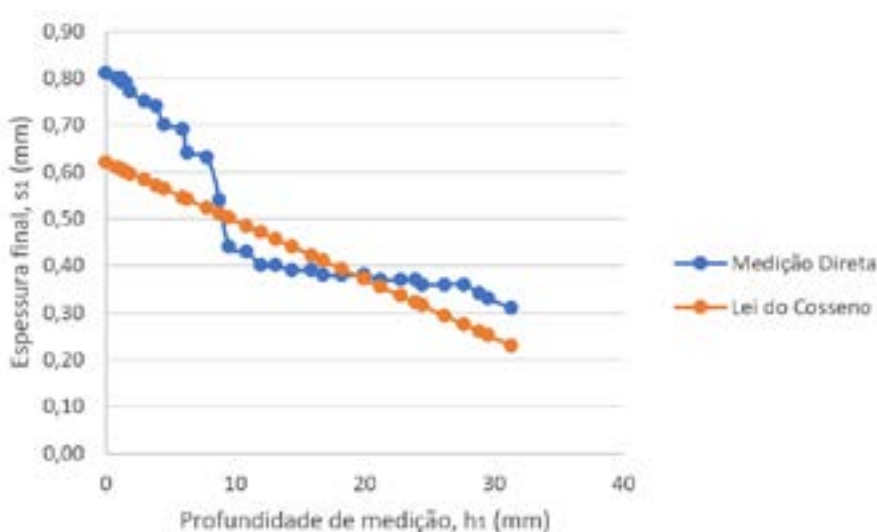
Na Tabela 1 também é apresentado o valor de erro percentual no valor da espessura estimado pela lei do cosseno em relação à medição direta em cada ponto. Este erro percentual apresentou um valor mínimo de 2,3% no ponto 23 e um valor máximo de 26,2% no ponto 32.

**Tabela 1:** Espessura final e deformação obtidas para cada ponto de medição

Nº	Altura de medição, h (mm)	Espessura final, s1 (mm)			Deformação na espessura, $\phi_3$ (-)	
		Medição Direta	Lei do Cosseno	Erro, ep (%)	Medição Direta	Lei do Cosseno
1	0	0,81	0,62	23,5	0,000	-0,268
2	0,85	0,80	0,61	-23,9	-0,012	-0,285
3	1	0,80	0,61	-24,1	-0,012	-0,288
4	1,2	0,80	0,60	-24,4	-0,012	-0,292
5	1,25	0,79	0,60	-23,5	-0,025	-0,293
6	1,55	0,79	0,60	-24,0	-0,025	-0,300
7	1,9	0,77	0,60	-22,6	-0,051	-0,307
8	3	0,75	0,58	-22,4	-0,077	-0,330
9	3,9	0,74	0,57	-22,8	-0,090	-0,350
10	4,5	0,70	0,56	-19,5	-0,146	-0,363
11	5,9	0,69	0,55	-20,9	-0,160	-0,394
12	6,3	0,64	0,54	-15,5	-0,236	-0,403
13	7,8	0,63	0,52	-17,1	-0,251	-0,439
14	8,8	0,54	0,51	-5,6	-0,405	-0,463
15	9,5	0,44	0,50	13,9	-0,610	-0,480
16	10,9	0,43	0,48	12,5	-0,633	-0,515
17	12	0,40	0,47	17,5	-0,706	-0,544
18	13,1	0,40	0,46	14,1	-0,706	-0,574
19	14,43	0,39	0,44	12,8	-0,731	-0,611
20	15,92	0,39	0,42	8,0	-0,731	-0,654
21	16,77	0,38	0,41	8,1	-0,757	-0,679
22	18,23	0,38	0,39	3,3	-0,757	-0,725
23	19,92	0,38	0,37	-2,3	-0,757	-0,780
24	21,24	0,37	0,35	-4,1	-0,784	-0,825
25	22,78	0,37	0,34	-9,3	-0,784	-0,881
26	23,88	0,37	0,32	-13,0	-0,784	-0,922
27	24,45	0,36	0,31	-12,5	-0,811	-0,945
28	26,15	0,36	0,29	-18,4	-0,811	-1,014
29	27,67	0,36	0,27	-23,7	-0,811	-1,081
30	28,89	0,34	0,26	-23,7	-0,868	-1,138
31	29,54	0,33	0,25	-23,8	-0,898	-1,170
32	31,35	0,31	0,23	-26,2	-0,960	-1,264

A Figura 7 apresenta um gráfico comparativo entre os valores de espessura final obtidos para cada ponto selecionado na peça por meio de medição direta e estimado pela lei do cosseno.

Na Figura 7 é possível observar que ao método da lei do cosseno se mostrou mais impreciso nas extremidades do perfil, principalmente na parte inicial, assim como constatado nos estudos de Silva et al. [10]. No entanto na parte central a lei do seno apresentou uma estimativa mais aproximada.



**Figura 7:** Comparação de espessura entre a medição direta e lei do cosseno

No gráfico a profundidade inicial de medição apresenta grande discrepância entre o valor calculado e medido em função de que o perfil estampado (hiperbolóide) iniciou com ângulo de parede elevado ( $\theta = 40,1^\circ$ ), de modo que a mudança brusca de ângulo resultou em grande diferença entre a lei do cosseno e o valor real da espessura obtida na medição da chapa.

Para a estampagem incremental de um perfil irregular Do *et al.* [11] também encontraram valores experimentais de espessura e deformação significativamente diferentes do estimado pela lei do cosseno. Esses desvios são menos significativos em geometrias simples como em troncos de cone, com ângulo de parede constante, como constatado por Schreiber *et al.* [9].

#### 4. CONCLUSÕES

Neste estudo para comparação do método de determinação da deformação na estampagem incremental, foi possível concluir que:

- A previsão de espessura pela lei do cosseno se mostrou mais imprecisa nas regiões de curvatura inicial e final da peça;
- O erro percentual na estimativa de espessura pela lei do cosseno em relação à medição direta variou de 2,3 a 26,2% na peça analisada.

#### REFERÊNCIAS

- [1] GARG, A.; GAO, L.; PANDA, B. N.; MISHRA, S. A comprehensive study in quantification of response characteristics of incremental sheet forming process, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 1353–1365 (2016) 89 (5–8).
- [2] NETO, D. M.; MARTINS, J. M. P.; OLIVEIRA, M. C.; MENEZES, L. F.; ALVES, J. L. Evaluation of strain and stress states in the single point incremental forming process, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 521–534 (2016) 85 (1–4).
- [3] LI, Y.; CHEN, X.; LIU, Z.; SUN, J.; LI, F.; LI, J.; ZHAO, G. A review on the recent development of incremental sheet-forming process, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2439–2462 (2017) 92 (5–8).

- [4] LI, Y.; DANIEL, W. J. T.; MEEHAN, P. A. Deformation analysis in single-point incremental forming through finite element simulation, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 255–267 (2017) 88 (1–4).
- [5] PARK, J. J.; KIM, Y. H. Fundamental studies on the incremental sheet metal forming technique, *Journal of Materials Processing Technology*, 447–453 (2003) 140 (1-3 SPEC.), Amsterdam, 2003.
- [6] SCHREIBER, R. G.; SOUSA, A. L. DE; SCHAEFFER, L.; SANTOS, E. M. DOS; FILHO, F. F.; NORBERTO, J. C.; MONDO, L. S. S.; CABRAL, T. H. *Influência do Ângulo de Parede na Estampagem Incremental de AA1100 - H14*, 10 (2019) (3). Porto Alegre, 2019.
- [7] DUFLOU, J. R.; VERBERT, J.; BELKASSEM, B.; GU, J.; SOL, H.; HENRARD, C.; HABRAKEN, A. M. Process window enhancement for single point incremental forming through multi-step toolpaths, *CIRP Ann. - Manuf. Technol.*, 253–256 (2008) 57 (1).
- [8] CASTELAN, J. *Utilização das tecnologias CAD/CAM para estampagem incremental do alumínio série 1000*, (2007). Porto Alegre: Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2007.
- [9] SCHREIBER, R. G.; SOUSA, A. L. DE; SCHAEFFER, L.; SANTOS, E. M. DOS; FILHO, F. F.; NORBERTO, J. C.; MONDO, L. S. S.; CABRAL, T. H. *Influência do Ângulo de Parede na Estampagem Incremental de AA1100 - H14*, An. do 39º SENAFOR, (2019) (3).
- [10] SILVA, M. B.; SKJOEDR, M.; ATKINS, A. G.; BAY, N.; MARTINS, P. A. F. Single-point incremental forming and formability-failure diagrams, *J. Strain Anal. Eng. Des.*, 15–35 (2008) 43 (1).
- [11] DO, V.-C.; PHAM, Q.-T.; KIM, Y.-S. Identification of forming limit curve at fracture in incremental sheet forming, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 4445–4455 (2017) 92 (9–12).



## **ANÁLISE NUMÉRICA DA FORÇA MÁXIMA NOS PROCESSOS DE ESTAMPAGEM DE PEÇAS NÃO-AXISSIMÉTRICAS**

Rafael Pandolfo da Rocha <sup>(1)</sup>  
Matheus Henrique Riffel <sup>(2)</sup>  
Thaís Morato Bueno <sup>(3)</sup>  
André Rosiak <sup>(4)</sup>  
Lirio Schaeffer <sup>(5)</sup>

### **RESUMO**

A alta competitividade do segmento industrial e o curto tempo para desenvolvimento de novos produtos impulsiona o emprego de ferramentas de análise de processos que permitam agilizar a etapa de projeto. Nos projetos de estampagem de chapas metálicas, a simulação numérica tornou-se indispensável. Em substituição aos métodos tradicionais de tentativa e erro, o método por elementos finitos (MEF) viabiliza a otimização das variáveis inerentes ao processo. Conseqüentemente, é possível mitigar alguns dos seus principais problemas, como o surgimento de fratura, enrugamento e retorno elástico. Uma segunda alternativa de análise do processo, ainda mais rápida e barata, baseia-se no emprego de cálculos analíticos. Estes são capazes de prever, entre outros parâmetros, as forças envolvidas na estampagem. Este trabalho tem como objetivo avaliar o grau de assertividade de equações previstas na literatura para estimar a força máxima de estampagem a frio de peças não-axissimétricas. Para tanto, os resultados analíticos da força de estampagem de chapas de 1 mm de espessura do aço inoxidável austenítico AISI 304 foram confrontados a resultados obtidos via simulação numérica.

**Palavras-chave — Aços inoxidáveis. Embutimento profundo. Peças não-axissimétricas. Força máxima. Simulação computacional.**

### **1. INTRODUÇÃO**

O processo de estampagem profunda é considerado um dos mais importantes processos de conformação de chapas metálicas, sendo adotado, comumente, para fins de fabricação de componentes destinados às mais diversas finalidades: confecção de utensílios de cozinha, de recipientes de alimentos, de carrocerias de automóveis, dentre outras tantas aplicações. No entanto, é considerado um processo muito complexo devido às tensões e deformações plásticas envolvidas, bem como pela quantidade de parâmetros que interagem entre si e que afetam diretamente na qualidade dos produtos finais. Esses parâmetros envolvem questões geométricas (raio da cabeça do punção,

- <sup>(1)</sup> Engenheiro Mecânico, Mestrando do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M), na Universidade Federal do Rio Grande do Sul – E-mail: [rafael.pandolfo@ufrgs.br](mailto:rafael.pandolfo@ufrgs.br)  
<sup>(2)</sup> Engenheiro Mecânico, Mestrando do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M), na Universidade Federal do Rio Grande do Sul) – E-mail: [matheus.riffel@ufrgs.br](mailto:matheus.riffel@ufrgs.br)  
<sup>(3)</sup> Engenheira Metalúrgica, Mestranda do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M), na Universidade Federal do Rio Grande do Sul – E-mail: [thais.morato@ufrgs.br](mailto:thais.morato@ufrgs.br)  
<sup>(4)</sup> Engenheiro Metalúrgico, Doutorando do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M), na Universidade Federal do Rio Grande do Sul – E-mail: [andre.rosiak@ufrgs.br](mailto:andre.rosiak@ufrgs.br)  
<sup>(5)</sup> Engenheiro Mecânico, Prof. Dr. Ing. do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M), na Universidade Federal do Rio Grande do Sul – E-mail: [schaeffer@ufrgs.br](mailto:schaeffer@ufrgs.br)

espessura da chapa, raio de entrada da matriz, folga entre as ferramentas, etc.), propriedades do material (módulo de elasticidade, tensão de escoamento, grau de anisotropia, etc.) e especificações de processo (força do prensa-chapa, força de estampagem, coeficiente de atrito, temperatura, velocidade do punção, etc.). O conhecimento prévio da interferência de cada um desses fatores na qualidade final das peças estampadas é vital para que se reduza os custos inerentes ao desperdício de matéria-prima, de desgaste precoce das ferramentas e de retrabalho [1,2,3].

Um dos parâmetros mais importantes do processo é a força máxima, a qual corresponde ao valor máximo de carga a ser aplicado pelo punção para realizar uma operação particular de repuxo. Em suma, a força para executar um determinado processo de estampagem corresponde ao somatório de todos os esforços constantes do processo, mais especificamente: força relativa à deformação uniforme; força de atrito; e a força correspondente à uniformização da espessura; esforços esses demonstrados na figura 1. Nesse sentido, a força para promover a deformação ideal aumenta com o curso do punção, dado que acresce o nível de deformação plástica e, por conseguinte, o nível de encruamento do material. A força global de atrito, por outro lado, é dada em função do atrito estabelecido entre o blank e o prensa-chapa, bem como entre o blank e a matriz na região da dobra, partindo de um pico de carga (mudança do atrito estático para dinâmico) para um processo de redução contínua, motivado pela redução da área da geratriz sob o prensa-chapas. Por fim, a uniformização da espessura da parede da peça estampada ocorre ao final do processo, mais precisamente, quando a área do blank encontra-se, por completo, no interior da cavidade da matriz [4,5].



**Figura 1:** Representação do comportamento da força durante os processos de estampagem [5]

A estimativa prévia da força máxima é imprescindível para determinar a capacidade exigida para a prensa mecânica ou hidráulica, projetar o ferramental, determinar o trabalho mecânico para realizar a deformação plástica do material e, conseqüentemente, para estimar o consumo de energia. Todavia, o cálculo dessa força é uma tarefa difícil em virtude da quantidade de parâmetros envolvidos e da complexidade do processo de embutimento profundo. Para avaliar a influência dos parâmetros do processo sobre a força máxima, métodos experimentais, numéricos e analíticos têm sido utilizados na literatura. Métodos experimentais são caros e demorados por causa dos materiais, ferramentas e máquinas necessárias para realizar os ensaios experimentais. Por outro lado, métodos numéricos são menos caros, mas requerem a definição correta das variáveis de entrada nos softwares de simulação e a validação de um modelo numérico para fornecer resultados confiáveis. Nesse aspecto, os métodos analíticos são mais econômicos e simples de implementar, uma vez que são baseados em expressões analíticas derivadas de análise teórica e testes experimentais [6].

É importante destacar que, dentre essas opções, o método de análise por elementos finitos (MEF) apresenta maior precisão na determinação prévia da força máxima do processo de estampagem e do prensa-chapas, bem como da distribuição das tensões, das deformações e da redução de espessura ao longo da peça. Ademais, também é possível prever as condições de lubrificação necessárias para execução do embutimento, além de promover a otimização dos seus parâmetros de processamento e, conseqüentemente, a redução da intensidade de alguns dos seus principais problemas, como, por exemplo, o atrito entre a peça e as ferramentas, o surgimento de fratura, de enrugamento e de retorno



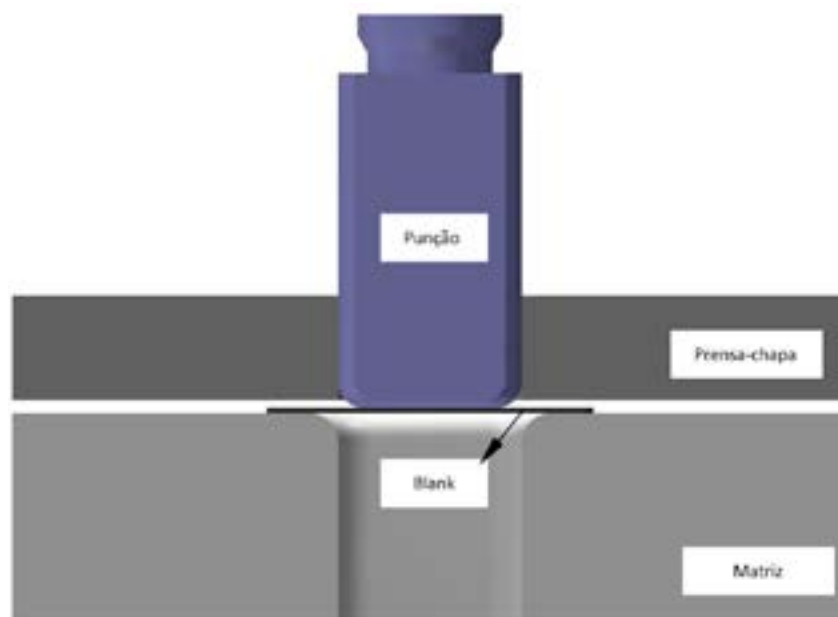
elástico nos produtos finais [7,8].

Dessa maneira, este trabalho visa avaliar o grau de assertividade das equações disponíveis na literatura para estimativa da força máxima nos processos de estampagem de peças no formato de uma cuba. Para tanto, serão feitos alguns ajustes nas variáveis relativas às formulações de peças axissimétricas, considerando que, de acordo com os trabalhos de [6] e [9], os parâmetros geométricos do processo de repuxo da cuba e de peças cilíndricas se assemelham. Os resultados analíticos da força máxima serão comparados aos resultados obtidos via simulação numérica, com o intuito de validar a metodologia de cálculo que seja mais apropriada para previsão da força.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1. Simulação computacional

O *setup* das simulações numéricas baseou-se nas configurações do processo de estampagem que são utilizadas normalmente na prensa hidráulica de duplo efeito, de marca DanPresse, com capacidade de 178 kN no cilindro principal e 53 kN no cilindro inferior (utilizado para exercer a força do prensa-chapa), disponível no Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da UFRGS. As simulações computacionais foram conduzidas com base no Método de Análise por Elementos Finitos (MEF), fazendo-se, portanto, uso da licença disponível no laboratório do software *Simufact Forming 15*®, comercializado pela empresa Msc Software Company, subsidiária do grupo Hexagon. Na figura 02, representa-se a forma com que foram dispostos as ferramentas e a geratriz no software durante as simulações executadas.



**Figura 2:** Representação do processo de estampagem simulado no software *Simufact Forming 15*®

Além disso, foi realizada uma revisão dos trabalhos acadêmicos para obtenção das propriedades físicas e mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 304 (tabela 01), visando instruir corretamente esse software e, posteriormente, a execução dos cálculos analíticos.

**Tabela 1:** Propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 304 [10]

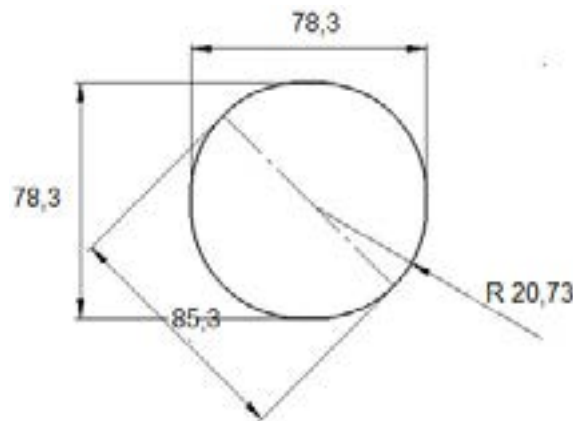
Propriedade	Valor
Limite de Escoamento ( $R_e$ )	270 MPa
Limite de Resistência ( $R_m$ )	650 MPa
Módulo de Elasticidade ( $E$ )	200 GPa
Coefficiente de Poisson ( $\nu$ )	0,3
Densidade ( $\rho$ )	8 g/cm <sup>3</sup>
Índice de Encruamento ( $n$ )	0,4
Coefficiente de Resistência ( $C$ )	1370 MPa

As simulações foram executadas para quatro condições superficiais de lubrificação distintas, envolvendo, assim, a variação do coeficiente de atrito e mantendo-se inalterados os demais parâmetros do processo de embutimento, conforme demonstrado na tabela 2. Os resultados fornecidos para cada processo simulado serão comparados aos resultados fornecidos pelos cálculos analíticos, objetivando, assim, mensurar o grau de verossimilhança entre esses.

**Tabela 2:** Parâmetros de entrada do processo fornecidos ao *SimufactForming 15*®

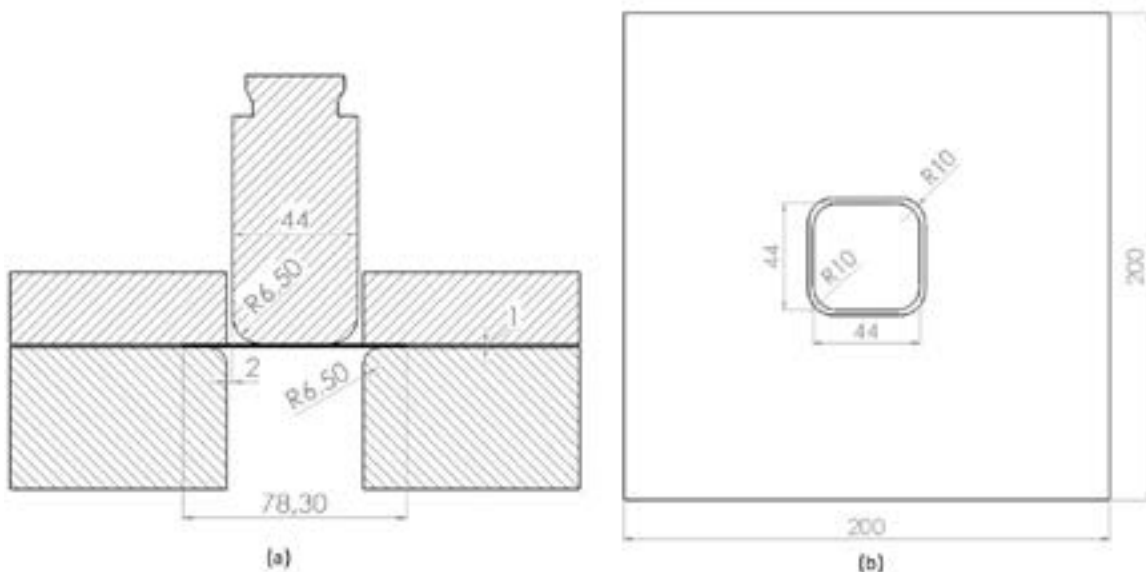
Parâmetro	Simulação 01	Simulação 02	Simulação 03	Simulação 04
Material	AISI 304	AISI 304	AISI 304	AISI 304
Coeficiente de atrito	0,05	0,1	0,15	0,2
Deslocamento do punção	17 mm	17 mm	17 mm	17 mm
Força do prensa-chapa	4,15 kN	4,15 kN	4,15 kN	4,15 kN
Velocidade da prensa	19,5 mm/s	19,5 mm/s	19,5 mm/s	19,5 mm/s
Tipo de malha	<i>solid-shell</i>	<i>solid-shell</i>	<i>solid-shell</i>	<i>solid-shell</i>
Número de elementos	173.822	173.822	173.822	173.822
Tamanho dos elementos	0,2 mm	0,2 mm	0,2 mm	0,2 mm

O formato do blank utilizado nas simulações computacionais e, posteriormente, nos cálculos analíticos se aproxima de um disco com diâmetro de 78,3 mm, porém com uma diagonal mais estendida de 85,3 mm (figura 03), cujo valor, para fins de cálculo, equivale ao diâmetro equivalente da geratriz ( $D_{b,e}$ ).



**Figure 3:** Dimensões do blank para estampagem de uma cuba

Na figura 04, encontra-se a representação técnica do ferramental utilizado nas simulações, cujas informações dos aspectos geométricos são imprescindíveis para a execução dos cálculos analíticos.



**Figure 4:** Dimensões do ferramental para estampagem da cuba: vista frontal (a) e superior (b)

## 2.2. Metodologias de Cálculo da Força Máxima

Para realizar a estimativa prévia da força máxima nos processos de embutimento de uma cuba, foram realizadas adaptações nas equações de *Siebel*, *Siebel-Beisswanger*, *Lange e Tschachtsch*, típicas de peças axissimétricas, conforme realizado no trabalho de [6]. Torna-se viável a adaptação dessas formulações, uma vez que os parâmetros geométricos de estampagem de uma cuba se assemelham à estampagem de peças axissimétricas.

O conceito de diâmetro equivalente foi proposto na literatura para estender a aplicação das equações de estampagem de peças cilíndricas à peças não-axissimétricas. Os diâmetros equivalentes do blank ( $D_{b,e}$ ) e do punção ( $d_{p,e}$ ) são estimados considerando que a área de um blank circular ( $A_C$ ) é igual à área de um blank quadrado ou retangular ( $A_R$ ), e que a área da superfície da cabeça do punção circular ( $A_{pC}$ ) é igual à área do punção quadrado ou retangular ( $A_{pR}$ ), conforme demonstrado nas equações 01 e 02, respectivamente [3, 11, 12].

$$D_{b,e} = 2 \cdot \sqrt{\frac{A_R}{\pi}} \quad (1)$$

$$d_{p,e} = 2 \cdot \sqrt{\frac{A_{pR}}{\pi}} \quad (2)$$

A relação de estampagem ( $\beta$ ) para o repuxo de uma cuba se assemelha à metodologia de cálculo de peças cilíndricas, segundo a equação 3 [3].

$$\beta = \frac{D_b}{d_p} = \frac{D_{b,e}}{d_{p,e}} \quad (3)$$

Sabe-se que  $D_b$  e  $d_p$  correspondem aos diâmetros do blank e do punção circulares, respectivamente. Por sua vez,  $D_{b,e}$  e  $d_{p,e}$  se referem aos diâmetros equivalentes do blank e do punção quadrados ou retangulares, respectivamente. A determinação dos diâmetros equivalentes do punção e do blank também pode ser realizada através do Teorema de Pitágoras, de tal forma que esses diâmetros acabam se equivalendo à diagonal das seções transversais do punção e da geratriz [6].

### 2.2.1. Equação de *Siebel*

De acordo com a equação de *Siebel* (equação 4), a força máxima ( $F_{p,max}$ ) é obtida quando se atinge aproximadamente 30% do deslocamento total do punção, motivo pelo qual as variáveis da equação estão voltadas a um diâmetro de flange de cerca de 77% do diâmetro da geratriz. A formulação de *Siebel* compreende a atuação de cinco esforços que atuam concomitantemente: força para realizar a deformação plástica ideal da chapa; força para dobrar a chapa sobre o raio de entrada da matriz; força para desdobrar ou endireitar a chapa após a passagem pelo raio da matriz; força de atrito na região do prensa-chapa; e a força de atrito no raio de entrada da matriz [13].

$$F_{p,max} = P_m \cdot s_0 \cdot \left[ e^{\mu \frac{\pi}{2}} \cdot \left( 1,1 \cdot k f_1 \cdot \ln \frac{0,77 \cdot D_{b,e}}{d_{p,e} + s_0} + \frac{2 \cdot \mu \cdot F_{pc}}{0,77 \cdot P_B \cdot s_0} \right) + k f_2 \cdot \frac{s_0}{2 \cdot r_d} \right] \quad (4)$$

O cálculo é baseado no perímetro médio da peça final ( $P_m$ ), na espessura da chapa ( $s_0$ ), no coeficiente de atrito ( $\mu$ ), na tensão de escoamento na região do diâmetro externo do flange ( $k f_1$ ) e na região de entrada e saída do raio da matriz ( $k f_2$ ), no diâmetro equivalente do punção ( $d_{p,e}$ ) e do blank ( $D_{b,e}$ ), na força do prensa-chapa ( $F_{pc}$ ), no perímetro do blank ( $P_B$ ) e no raio de entrada da matriz ( $r_d$ ).

Os valores de tensão de escoamento na região do diâmetro externo do flange ( $k f_1$ ) e na região de entrada e saída do raio da matriz ( $k f_2$ ) são obtidos pelas equações 5 e 6. Para tanto, correlaciona-se o coeficiente de resistência ( $C$ ) e o índice de encruamento do material ( $n$ ), bem como as deformações verdadeiras nas regiões do diâmetro externo do flange ( $\varphi_1$ ), do raio de entrada da matriz ( $\varphi_2$ ) e da parede da peça ( $\varphi_3$ ) [6,13].

$$kf_1 = \frac{C. (\varphi_1^n + \varphi_2^n)}{2} \quad (5)$$

$$kf_2 = \frac{C. (\varphi_2^n + \varphi_3^n)}{2} \quad (6)$$

As tensões verdadeiras  $\varphi_1$ ,  $\varphi_2$  e  $\varphi_3$ , equações 7, 8 e 9, levam em consideração o diâmetro equivalente do blank ( $D_{b,e}$ ), o diâmetro equivalente do flange no instante da força máxima ( $D_e$ ), o diâmetro equivalente do punção ( $d_{p,e}$ ), o raio de entrada da matriz ( $r_d$ ) e a espessura do material ( $s_0$ ) [6,13].

$$\varphi_1 = \ln \frac{D_{b,e}}{D_e} \quad (7)$$

$$\varphi_2 = \ln \frac{\sqrt{D_{b,e}^2 - D_e^2 + (d_{p,e} + 2.s_0 + 2.r_d)^2}}{d_{p,e} + 2.s_0 + 2.r_d} \quad (8)$$

$$\varphi_3 = \ln \left( 1 + \frac{s_0}{2.r_d + s_0} \right) + \varphi_2 \quad (9)$$

No instante da força máxima, o diâmetro equivalente do flange ( $D_e$ ) corresponde a um percentual do diâmetro equivalente da geratriz ( $D_{b,e}$ ), conforme demonstrado na equação 10 [6,13].

$$D_e = 0,77.D_{b,e} \quad (10)$$

O cálculo do perímetro médio da peça final ( $P_m$ ) engloba o comprimento ( $a$ ), a largura ( $b$ ) e o raio da lateral do punção ( $r_{pc}$ ), além da espessura da chapa ( $s_0$ ), de acordo com a equação 11 [6].

$$P_m = (2a + 2b - 8.r_{pc} + 2.\pi.r_{pc} + \pi.s_0) \quad (11)$$

### 2.2.2. Equação de Siebel-Beisswanger

Exceto pelo coeficiente de eficiência ( $\eta$ ), as variáveis da equação da força máxima de *Siebel-Beisswanger* (equação 12) já foram identificadas anteriormente. Assume-se que, para estampagem de peças não-axissimétricas, o seu valor é de  $\eta = 0,75$  [14].

$$F_{p,max} = P_m \cdot s_0 \cdot \left[ 1,1 \cdot \frac{kf_1}{\eta} \cdot \left( \ln \frac{D_{b,e}}{d_{p,e}} - 0,25 \right) \right] \quad (12)$$

### 2.2.3. Equação de Lange

A equação de *Lange* (equação 13) para o cálculo da força máxima possui as suas variáveis similares às demais equações, diferindo-se, apenas, pelo emprego da tensão de escoamento média ( $kf_m$ ), aferida através da equação 14 [6, 11].

$$F_{p,max} = \frac{1}{\eta} \cdot P_m \cdot s_0 \cdot kf_m \cdot \ln \frac{D_{b,e}}{d_{p,e}} \quad (13)$$

$$kf_m = \frac{kf_1 + kf_2}{2} \quad (14)$$

### 2.2.4. Equação de *Tschaetsch*

De acordo com a equação de *Tschaetsch* (equação 15), a força máxima de estampagem é dimensionada com base no comprimento ( $a$ ), na largura ( $b$ ), no raio da cabeça ( $r_{pb}$ ) e da lateral do punção ( $r_{pc}$ ), além do limite de resistência da chapa metálica ( $R_m$ )<sup>[15]</sup>.

$$F_{p,max} = s_0 \cdot R_m \cdot \left( \frac{D_{b,e}}{d_{p,e}} - 0,9 \right) \cdot \left( 2 \cdot \pi \cdot r_{pc} + \frac{4 + (a + b - 4 \cdot r_{pb})}{2} \right) \quad (15)$$

Com a finalidade de prever analiticamente o comportamento da força para cada condição superficial de lubrificação simulada ( $\mu = 0,05, 0,1, 0,15$  e  $0,2$ ), por intermédio das equações de *Siebel* (equação 4), *Siebel-Beisswanger* (equação 12), *Lange* (equação 13) e *Tschaetsch* (equação 15), foram sintetizadas, na tabela 3, as informações sobre as propriedades mecânicas, parâmetros do processo de embutimento e os aspectos geométricos da geratriz e do ferramental.

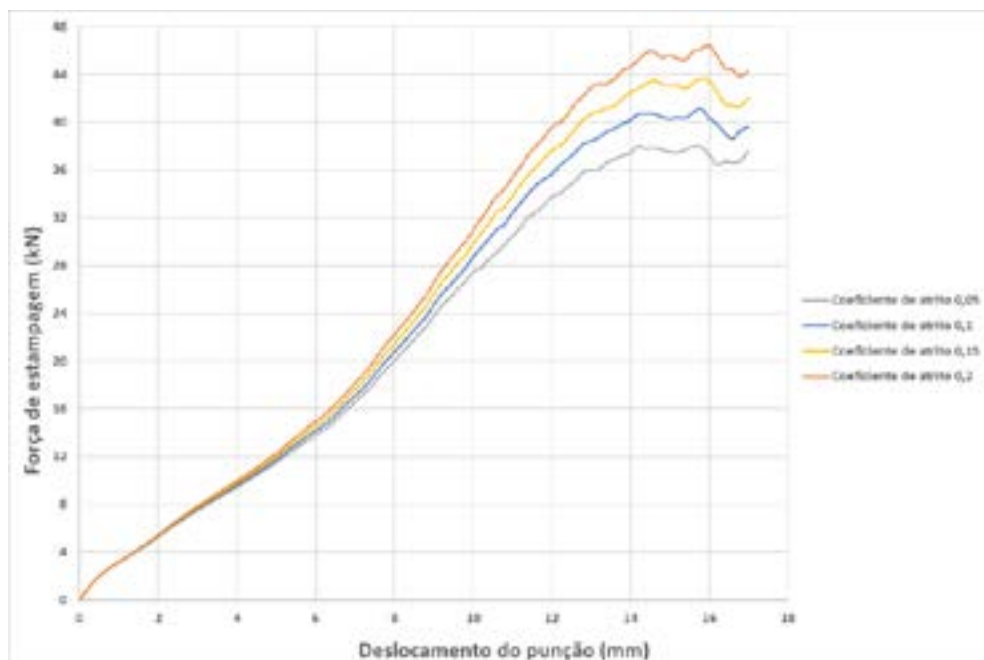
**Tabela 3** – Variáveis necessárias para os cálculos analíticos da força máxima

Parâmetros	Condição 01	Condição 02	Condição 03	Condição 04
Limite de Resistência ( $R_m$ )	650 MPa	650 MPa	650 MPa	650 MPa
Índice de Encruamento ( $n$ )	0,4	0,4	0,4	0,4
Coefficiente de Resistência ( $C$ )	1370 MPa	1370 MPa	1370 MPa	1370 MPa
Espessura da chapa ( $s_0$ )	1 mm	1 mm	1 mm	1 mm
Coefficiente de atrito ( $\mu$ )	<b>0,05</b>	<b>0,1</b>	<b>0,15</b>	<b>0,2</b>
Força do prensa-chapa ( $F_{pc}$ )	4,15 kN	4,15 kN	4,15 kN	4,15 kN
Coefficiente de Eficiência ( $\eta$ )	0,75	0,75	0,75	0,75
Diâmetro equivalente blank ( $D_{b,e}$ )	85,3 mm	85,3 mm	85,3 mm	85,3 mm
Diâmetro equivalente do punção ( $d_{p,e}$ )	53,94 mm	53,94 mm	53,94 mm	53,94 mm
Raio de entrada da matriz ( $r_d$ )	6,5 mm	6,5 mm	6,5 mm	6,5 mm
Raio lateral do punção ( $r_{pc}$ )	10 mm	10 mm	10 mm	10 mm
Raio da cabeça do punção ( $r_{pb}$ )	6,5 mm	6,5 mm	6,5 mm	6,5 mm
Comprimento da seção do punção ( $a$ )	44 mm	44 mm	44 mm	44 mm
Largura da seção do punção ( $b$ )	44 mm	44 mm	44 mm	44 mm
Perímetro do blank ( $P_B$ )	261,56 mm	261,56 mm	261,56 mm	261,56 mm
Perímetro médio da peça ( $P_m$ )	161,97 mm	161,97 mm	161,97 mm	161,97 mm

## 3. RESULTADOS

### 3.1. Simulação Computacional

Conforme pode ser visto na figura 5, é representado o comportamento da força para cada processo simulado, em função do deslocamento do punção. Destaca-se que esses dados foram fornecidos pelo software *Simufact Forming 15*® e, posteriormente, transferidos para o MS Excel para construção do gráfico.



**Figura 5:** Gráficos de “Força x Deslocamento do punção” fornecidos pelo *Simufact Forming 15*®



### 3.2. Cálculos Analíticos

Na tabela 4, são demonstrados os resultados encontrados para as formulações de *Siebel* (equação 4), *Siebel-Beisswanger* (equação 12), *Lange* (equação 13) e *Tschaetsch* (equação 15), bem como das suas respectivas variáveis auxiliares. À exceção da equação de *Lange*, os resultados de força máxima para o embutimento de peças não-axissimétricas foram consideravelmente próximos.

**Tabela 4:** Resultados de força máxima encontrados analiticamente.

	$\mu = 0,05$	$\mu = 0,1$	$\mu = 0,15$	$\mu = 0,2$
Deformação verdadeira no diâmetro externo do flange ( $\varphi_1$ )	0,26	0,26	0,26	0,26
Deformação verdadeira na região do raio de entrada da matriz ( $\varphi_2$ )	0,242	0,242	0,242	0,242
Deformação verdadeira na parede da peça ( $\varphi_3$ )	0,311	0,311	0,311	0,311
Tensão de escoamento na região do diâmetro externo do flange ( $kf_1$ )	787,99 MPa	787,99 MPa	787,99 MPa	787,99 MPa
Tensão de escoamento na região de entrada e saída do raio da matriz ( $kf_2$ )	817,68 MPa	817,68 MPa	817,68 MPa	817,68 MPa
Tensão de escoamento média ( $kf_m$ )	802,84 MPa	802,84 MPa	802,84 MPa	802,84 MPa
<b>Resultados de força máxima (<math>F_{p,max}</math>)</b>				
<b><i>Siebel</i></b>	37,62 kN	40,25 kN	43,12 kN	46,27 kN
<b><i>Siebel - Beisswanger</i></b>	38,97 kN	38,97 kN	38,97 kN	38,97 kN
<b><i>Lange</i></b>	79,46 kN	79,46 kN	79,46 kN	79,46 kN
<b><i>Tschaetsch</i></b>	42,44 kN	42,44 kN	42,44 kN	42,44 kN

Analisando a tabela 5, percebe-se que, quando comparado aos resultados encontrados via simulação computacional, a equação de *Siebel* possui um grau de imprecisão muito insignificativo, próximo dos 2%, motivo pelo qual pode-se concluir que é apropriada à estimativa prévia da força máxima para os processos de estampagem de uma cuba. Entretanto, as equações de *Siebel-Beisswanger* e *Tschaetsch*, embora desconsiderem a influência do atrito no comportamento da força de embutimento, apresentaram resultados rápidos e consideravelmente próximos da simulação numérica, com uma imprecisão inferior a 10%, podendo também auxiliar na quantificação prévia da força máxima e, assim, auxiliar na especificação da capacidade mínima das prensas e no projeto das ferramentas.

**Tabela 5:** Comparação dos resultados de força máxima encontrados através dos cálculos analíticos e das simulações

Valores de Força Máxima ( $F_{p,max}$ )	$\mu = 0,05$	$\mu = 0,1$	$\mu = 0,15$	$\mu = 0,2$
Simulação Computacional	37,98 kN	41,12 kN	43,62 kN	46,43 kN
<i>Siebel</i>	37,62 kN	40,25 kN	43,12 kN	46,27 kN
<i>Siebel - Beisswanger</i>	38,97 kN	38,97 kN	38,97 kN	38,97 kN
<i>Lange</i>	79,46 kN	79,46 kN	79,46 kN	79,46 kN
<i>Tschaetsch</i>	42,44 kN	42,44 kN	42,44 kN	42,44 kN

## 4. CONCLUSÕES

Com base nos resultados fornecidos pelo software de simulação computacional (figura 5), nota-se que a força de estampagem é significativamente dependente das condições superficiais de lubrificação estabelecidas entre as interfaces de contato do material com o ferramental, de modo que, quanto mais eficaz for o regime de lubrificação selecionado (menor coeficiente de atrito), menor será a força desenvolvida durante o processo, conforme já corroborado nos trabalhos de [4], [5] e [6]. A seleção correta do tipo de lubrificante e a forma de aplicação são constantemente alvos de estudos das indústrias, uma vez que a redução da força necessária para realizar a deformação plástica das chapas mitiga o desgaste precoce das ferramentas e os custos relativos ao desperdício de matéria-prima e de energia.

Embora a equação de *Siebel* seja a única que, dentre as formulações empregadas na etapa de cálculo analítico, considera a influência do coeficiente durante o processo de embutimento, observa-se que os resultados de força máxima obtidos são significativamente próximos, à exceção dos resultados insatisfatórios fornecidos pela equação de *Lange*. Os resultados de força máxima fornecidos pelas equações de *Siebel-Beisswanger* e *Tschaetsch* se distanciam em, no máximo, 10% dos resultados

encontrados através da equação de *Siebel* (tabela 4). Embora deva ser evitado em razão da sua simplificação demasiada dos parâmetros dos processos de estampagem, o emprego dessas equações que desconsideraram o comportamento do atrito possibilitou uma estimativa eficaz e rápida da força máxima, sendo, apenas, necessário considerar um fator de segurança quando da seleção da capacidade mínima das prensas e da execução do projeto do ferramental.

Quando comparados os resultados obtidos através das simulações e dos cálculos analíticos, constata-se que obteve êxito a adaptação das equações de força máxima de *Siebel*, *Siebel-Beisswanger* e *Tschaetsch* aos processos de embutimento de peças não-axissimétricas, dado que, no máximo, os resultados se encontrariam cerca de 10% distantes da simulação (tabela 5). Não obstante, percebe-se que os resultados da formulação de *Siebel* apresentam um grau de imprecisão insignificante em relação às simulações numéricas, inferior a 3%, sendo, portanto, uma excelente ferramenta para prever, com rapidez e baixo custo, a força máxima de estampagem de peças não-axissimétricas.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) pela infraestrutura para qualificação dos discentes e para realização de pesquisas relacionadas à área de Conformação Mecânica, bem como ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) e à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (Capes) pela concessão de bolsas que fomentam o desenvolvimento de pesquisas científicas nacionais.

## Referências

- [1] BALLIKAYA, H.; SAVAS, V.; OZAY, C.. **The Limit Drawing Ratio In Die Angled Hydromechanical Deep Drawing Method**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 106, n. 1, p. 791-801, 2020.
- [2] FERESHTEH-SANIEE, F.; MONTAZERAN, M. H. **A Comparative Estimation Of The Forming Load In The Deep Drawing Process**. Journal of Materials Processing Technology, v. 140, n. 1-3, p. 555-561, 2003.
- [3] MEDELLÍN-CASTILLO, H. I. et al. **Analysis of the allowable deep drawing height of rectangular steel parts**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 66, n. 1-4, p. 371-380, 2013.
- [4] 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.
- [5] FOLLE, L.F.: **Estudo do Coeficiente de Atrito para Processos de Estampagem**. Tese de Doutorado. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2012, 131p.
- [6] RIVAS-MENCHI, A. et al. **Performance evaluation of analytical expressions for cylindrical and rectangular deep drawing force estimation**. Journal of Manufacturing Processes, v. 36, p. 340-350, 2018.
- [7] NETO, D. M. et al. **Influence Of The Plastic Anisotropy Modelling In The Reverse Deep Drawing Process Simulation**. Materials & Design, v. 60, p. 368-379, 2014.
- [8] COLGAN, M.; MONAGHAN, J. **Deep Drawing Process: Analysis And Experiment**. Journal of materials processing technology, v. 132, n. 1-3, p. 35-41, 2003.
- [9] RIVAS-MENCHI, A. et al. **Análisis del efecto de diversos parámetros en el desempeño del proceso de embutido de formas rectangulares**. Master Thesis. México: Universidad Autónoma de San Luis Potosí; 2015.
- [10] OIKAWA, P. M. V.: **Estudo do desempenho de aços inoxidáveis modificados para aplicação em meios corrosivos do processamento primário do petróleo**. Dissertação de mestrado. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2009, 97p.
- [11] LANGE, K.: **Handbook of metal forming**. McGraw-Hill Book Company, 1985, p. 1216.
- [12] DAXIN, E.; MIZUNO, T.; LI, Z. **Stress analysis of rectangular cup drawing**. Journal of materials processing technology, v. 205, n. 1-3, p. 469-476, 2008.
- [13] SIEBEL, E.: **Tiefziehen: Forschungsarbeiten auf dem Gebiete des Tiefziehens im Auftrage der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung**. Bücher: C. Hanser, 1955.
- [14] SIEBEL, E.; BEISSWÄNER, H.: **Tiefziehen**. München: Carl Hanser Verlag, 1955.
- [15] TSCHATSCH, H.: **Metal Forming Practise: Processes, Machines, Tools**. Springer, 2006.

### **ABSTRACT**

The high competitiveness of the industrial sector and the short time for the development of new products drives the use of process analysis tools that allow to expedite the planning stage. In sheet metal stamping projects, numerical simulation has become indispensable. Instead of the traditional methods of trial and error, the finite element method (FEM) enables the optimization of the variables inherent in the process. Consequently, it is possible to mitigate some of its main problems, such as the emergence of fracture, wrinkle and elastic return. A second alternative to process analysis, even faster and cheaper, is based on the use of analytical calculations. These are able to predict, among other parameters, the forces involved in stamping. This work aims to evaluate the degree of assertiveness of equations provided in the literature to estimate the maximum cold stamping force of non-axisymmetric parts. Therefore, the analytical results of the stamping force of 1mm thick plates of austenitic stainless steel Aisi 304 were compared to results obtained via numerical simulation.

**Key words —** Stainless steels. Deep drawing process. Non-axisymmetric parts. Maximum force. Computer simulation.

# Robustez da Produção de Estampados: o Papel das Propriedades Mecânicas para a Conformação de Chapas

Dr. João Henrique Corrêa de Souza  
FURG – Universidade Federal de Rio Grande, Rio Grande, RS  
TechnNOVA Pesquisa Desenvolvimento Inovação, Porto Alegre, RS

## Resumo

O uso de ferramentas de simulação é hoje uma ferramenta imprescindível para manter a competitividade na indústria de fabricação de estampados. A qualidade dos resultados da simulação depende diretamente da qualidade dos dados de entrada, especialmente das propriedades do material. A falta de um controle preciso das propriedades do material leva a instabilidades na produção, especialmente em materiais de alta resistência e geometrias complexas. O futuro das técnicas de estampagem requer um controle cada vez melhor das características da matéria-prima em todas as etapas do processo, desde as etapas de simulação até a produção em si, onde a variabilidade das propriedades deve ser conhecida e mapeada afim de se obter um processo robusto. O artigo apresenta uma revisão das principais técnicas para caracterização de materiais de chapa e os efeitos de suas variações no resultado final do processo.

## Introdução

Quando o assunto é qualidade costuma-se pensar no resultado final do processo produtivo, ou seja, em características relativas ao produto. Em sistemas de produção modernos, porém, o conceito de qualidade, de um ponto de vista mais abrangente, está relacionado com o atingimento da máxima produtividade, à redução dos custos de produção e, finalmente, à qualidade do produto final. Na fabricação de produtos estampados pode-se verificar sem dificuldades que os três fatores mencionados anteriormente afetam um ao outro. Com efeito, um processo de produção não-robusto resulta em frequentes paradas de prensa, menor eficiência na estamparia (peças/ batida de prensa), alto número de peças rejeitadas, gerando mais sucateamento. Tempos de parada maiores levam ao aumento dos custos de produção. Portanto, é vital garantir a robustez do processo na conformação de chapas. Neste contexto, é de suma importância que os parâmetros de influência mais significantes para o resultado dos processos de fabricação sejam conhecidos já nas fases iniciais das etapas de desenvolvimento do produto.

O crescente uso de materiais de alta resistência traz consigo desafios adicionais em comparação com os materiais de baixa ou média convencionais, como por exemplo custos maiores de ferramental e de manutenção. Devido à maior dificuldade de conformar materiais de alta resistência em comparação com os materiais convencionais, garantir uma maior robustez em todas as etapas do processo de fabricação é imprescindível para garantir a qualidade global do processo.

Hoje mais do que nunca, no planejamento da fabricação de componentes estampados a escolha do material a ser processado traz consigo consequências significativas nas tecnologias de processo que serão utilizadas para fabricá-lo, e conseqüentemente nos custos envolvidos. O tipo de material a ser conformado influencia todos os elos da

cadeia de produção, como definição das etapas de fabricação e de conformação, projeto e fabricação das ferramentas e escolha das tecnologias de união e montagem de subconjuntos.

### A importância da caracterização dos materiais na estampagem

A caracterização das propriedades das chapas costuma ser associado meramente ao seu comportamento durante a conformação, porém sua influência é muito mais ampla, como ilustrado na Figura 1.

Nas fases iniciais do desenvolvimento seu papel está relacionado principalmente às características de rigidez e resistência do produto final. Paralelamente, especificações geométricas relacionadas ao design do componente precisam ser consideradas. No primeiro caso as propriedades após a fabricação são relevantes, enquanto no segundo o foco está nos limites de conformabilidade dos materiais utilizados.

O Plano de Métodos define a sequência específica de etapas em um processo de produção. Ele lida com a forma (geometria) e o material (propriedades) do produto, de um lado, e as ferramentas e máquinas, do outro. Nesta fase é determinado com quais processos o produto deve ser fabricado. Nesta etapa são criadas as superfícies de referência para os vários estágios de conformação e realizadas estimativas de tempos e movimentos em todas as operações. Esta fase é crucial para a construção de um processo robusto de fabricação. A alteração ou correção de um plano de métodos deficiente é normalmente associada a investimentos não previstos, aumento dos custos com matéria-prima e ferramental, paradas frequentes de prensa e outras consequências indesejadas.



Figura 1: Diferentes funções das propriedades mecânicas das chapas durante as etapas do desenvolvimento de um componente estampado. Fonte: IFU Stuttgart.

Nas etapas de simulação a correta caracterização da conformabilidade do material é elemento essencial, principalmente para a obtenção de resultados confiáveis em



regiões críticas como hemmings, expansão de furo, retorno elástico, e defeitos de superfície (Figura 2). Os critérios de falha utilizados dependem do tipo de modelamento do processo que está sendo simulado, assim como a escolha das ferramentas de avaliação da conformabilidade disponíveis.

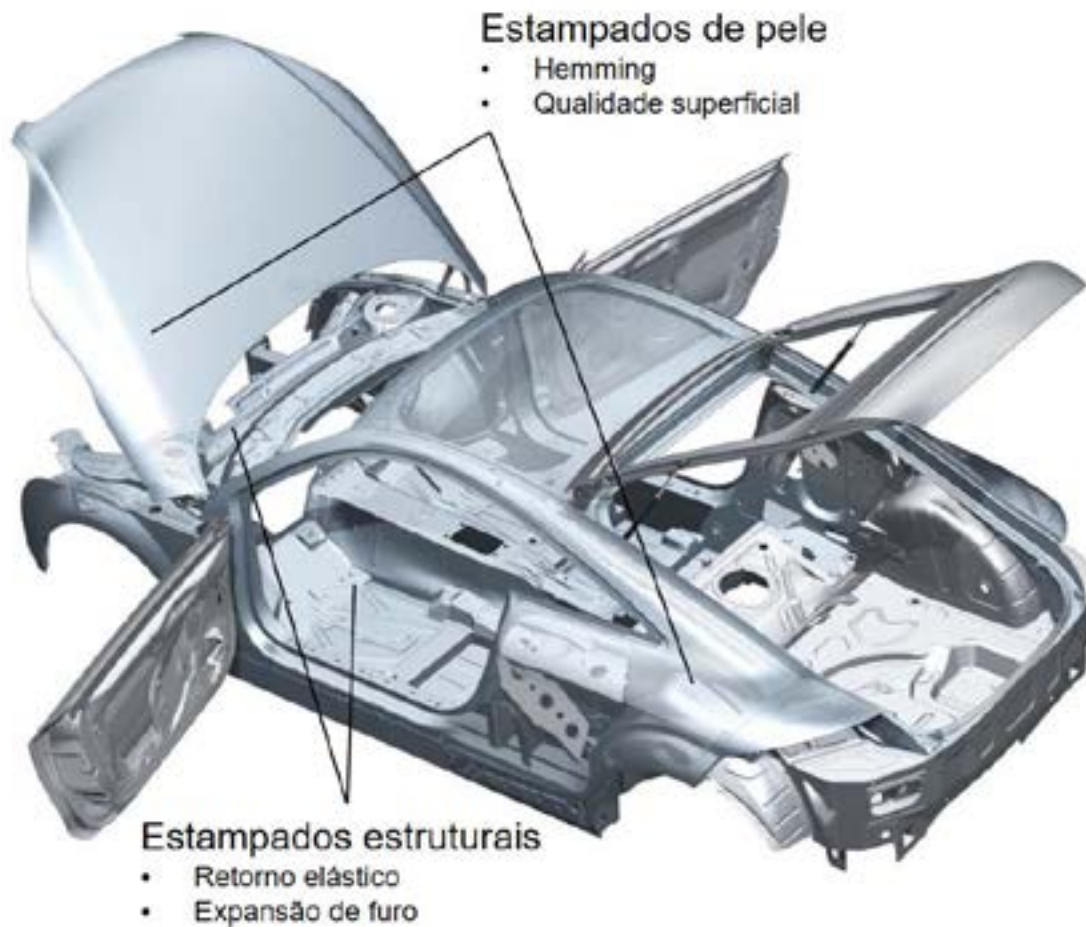


Figura 2: Elementos mais críticos na simulação de conformabilidade dos componentes estampados, onde a correta caracterização do material possui importância redobrada. Fonte: Audi AG.

Após a fase de construção e montagem das ferramentas, é na fase de tryout que as propriedades dos materiais voltam ao foco. O sucesso das medidas e correções executadas no tryout dependem do conhecimento e controle da variabilidade das propriedades do material, de forma que a entrega para a produção tenha sucesso.

Finalmente, na produção, as propriedades do material são inseridas nos planos de controle e monitoramento do sistema de qualidade da fábrica e permanecem sendo utilizados como importantes elementos de referência para a investigação e resolução de problemas de manufatura.

### Métodos para caracterização de materiais para estampagem

Em relação à caracterização da conformabilidade de chapas, foram desenvolvidas diversas metodologias, principalmente ao longo dos últimos 50 anos. Estas permitem determinar as propriedades elasto-plásticas e modos de falha em estados de deformação uniaxial e/ ou multiaxial. O ensaio de tração convencional é o método mais difundido, porém, quando se quer representar de forma controlada estados de tensão/



deformação específicos, outros tipos de testes podem ser utilizados. Indiferentemente dos métodos de obtenção das propriedades, o objetivo é um só: criar um modelo matemático que reproduza corretamente o momento de início do escoamento e posteriormente a evolução da curva de escoamento com a deformação, nas diferentes condições de tensão/ deformação que ocorrem durante a conformação.

Os modelos que buscam uma melhor caracterização dos materiais ganharam um forte impulso com a evolução das técnicas de simulação numérica. Na simulação o modelo criado para o material é utilizado na etapa de pré-processamento, sendo um dado de entrada imprescindível para a obtenção de resultados confiáveis. Além disso, é também utilizado posteriormente na etapa de pós-processamento dos resultados obtidos, principalmente na avaliação de criticidade das diferentes regiões da peça, como mostra a Figura 3.

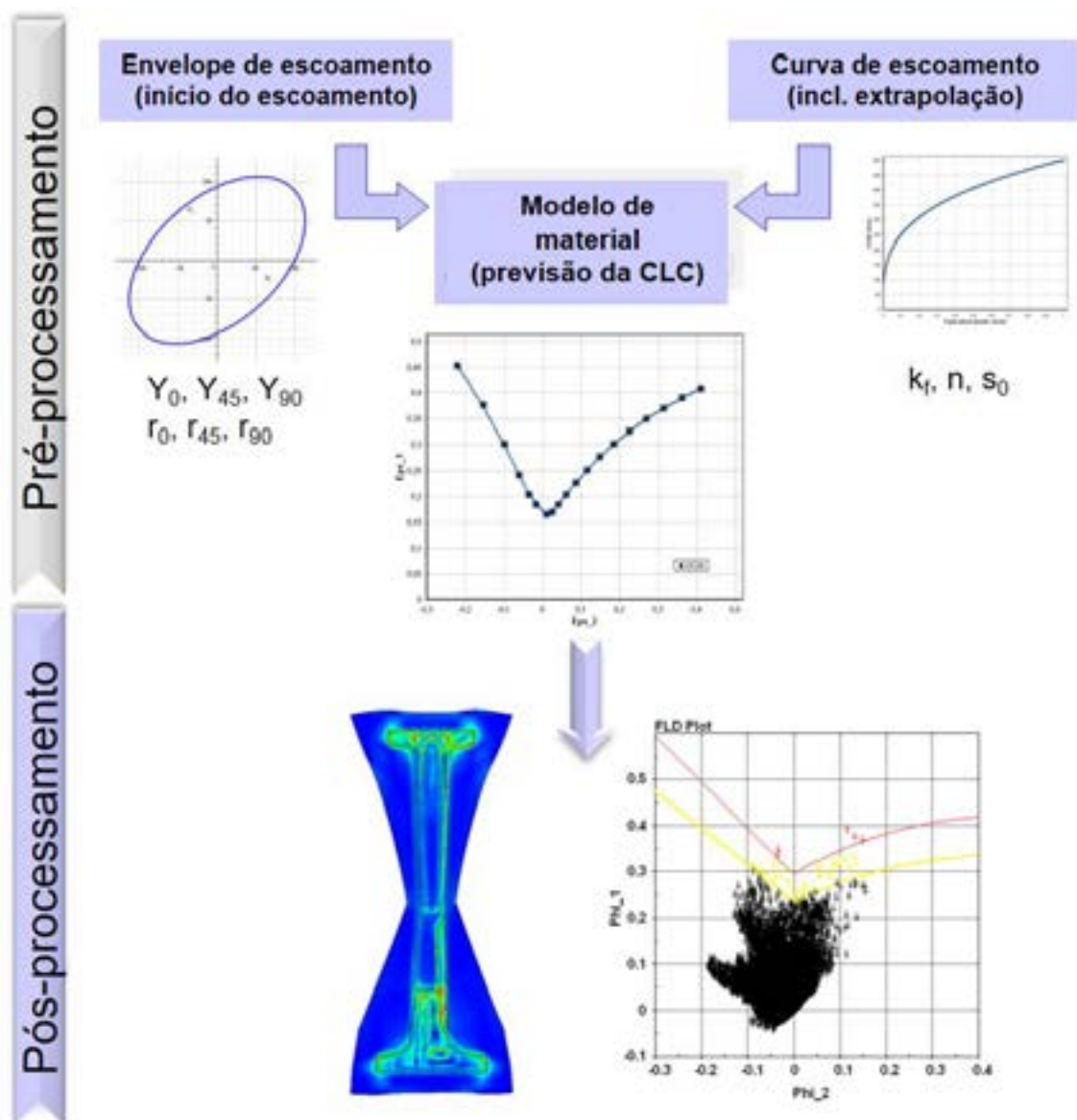


Figura 3: Utilização de modelos de materiais para a avaliação da conformabilidade de estampados. Fonte: IFU Stuttgart.

### Caracterização dos limites de conformabilidade de chapas

A caracterização dos limites máximos de conformabilidade é de suma importância não só para a simulação numérica do processo de conformação, mas também, como já

mencionado anteriormente, para a garantia da segurança e sucesso do processo real nas estamparias modernas. A Curva Limite de Conformação – CLC (Forming Limit Diagram – FLD) representa os limites de conformabilidade como consequência de estricção e instabilidade em um espaço plano de deformações, como mostra a Figura 4 (Liewald 2007, Feldmann2006).

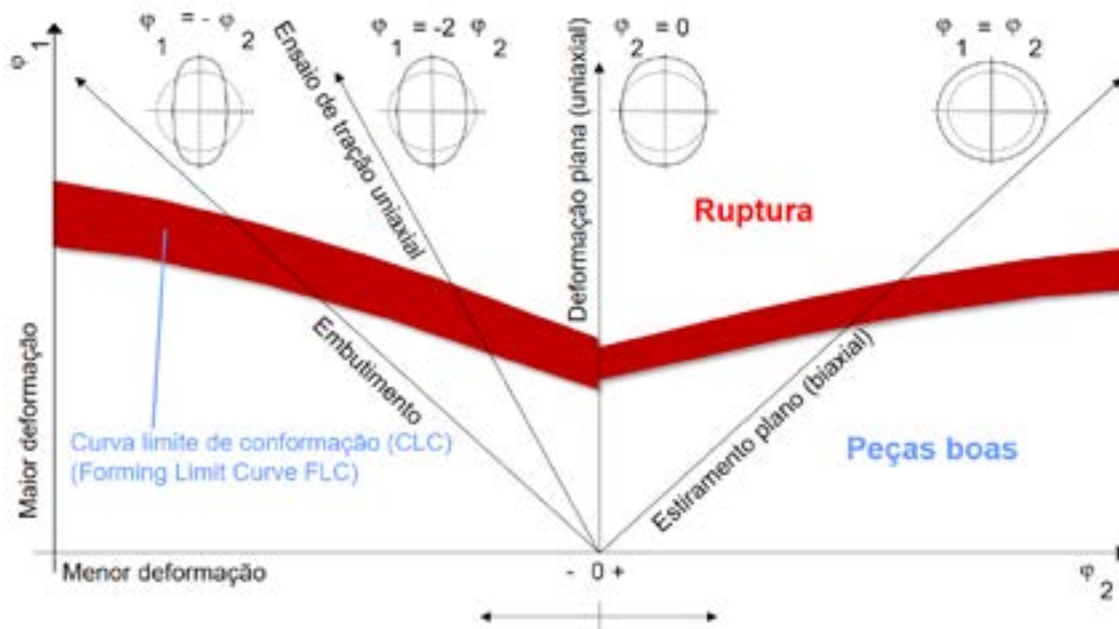


Figura 4: Representação do plano de deformações e da curva limite. A CLC é a principal ferramenta utilizada na avaliação de conformabilidade de estampados, tanto nas etapas de simulação quanto na avaliação da qualidade da peça pronta.

A região direita do plano de deformações representa situações onde a chapa está sendo submetida a tração nos dois sentidos do plano ( $\phi_1$  e  $\phi_2$  positivos). A região esquerda descreve casos onde uma das deformações é de compressão ( $\phi_1$  positivo e  $\phi_2$  negativo). A CLC é uma das ferramentas de visualização mais importantes para o desenvolvimento de processos de estampagem, pois permite visualizar o quão distante as diferentes regiões da peça estão em relação aos limites de conformabilidade do material (faixa vermelha da Figura 4). A técnica para determinação da CLC é padronizada pela normas:

- ISO12004-1:2020 Materiais metálicos - Determinação das curvas limite de conformação para chapas e tiras - Parte 1: Medição e aplicação de diagramas de limite de conformação na estamparia.
- ISO12004-2:2021 Materiais metálicos - Determinação das curvas limite de conformação para chapas e tiras - Parte 2: Determinação das curvas limite de conformação em laboratório.

É importante ressaltar que a CLC só considera caminhos de deformação lineares. No caso de caminhos de deformação não lineares os limites da curva podem ser significativamente alterados.

Além da ISO12004, outros ensaios práticos foram desenvolvidos ao longo do tempo na tentativa de representar diferentes posições no plano de deformações da CLC, e podem ser utilizados para a caracterização dos limites de conformabilidade de chapas. Os mais conhecidos estão listados abaixo:

- Ensaio de tração convencional

- Ensaio de tração com restrição lateral
- Ensaio de tração-compressão
- Ensaio de compressão empilhada
- Ensaio de cisalhamento (corpo de prova Pöhlandt)
- Ensaio de tração com corpo de prova Yoshida
- Ensaio Bulge
- Ensaio Nakajima (ISO12004)
- Ensaio Marciniak ((ISO12004)
- Ensaio de tração em corpo de prova em cruz
- Ensaio de dobramento

Nos capítulos que seguem os ensaios mencionados acima são explicados com mais detalhes, assim como o que cada um deles pode nos dizer sobre a conformabilidade das chapas.

### Ensaio de tração convencional

A determinação das propriedades mecânicas através do ensaio de tração convencional (no Brasil padronizado pela ABNT NBR ISO 6892-1:2018) é a forma mais utilizada para caracterizar a conformabilidade de chapas, devido a sua facilidade e baixo custo de realização. As propriedades são utilizadas como base para simulação, projeto de componentes e avaliação de qualidade de fornecimento de chapas para a produção.

As propriedades que são normalmente obtidas através do ensaio de tração são (ver Figura 5a):

- Tensão de escoamento  $\sigma_{e0,2}$
- Limite de resistência (ou resistência à tração)  $R_m$
- Tensão de ruptura  $\sigma_{Rupt}$
- Alongamento uniforme
- Alongamento de estricção
- Alongamento na ruptura
- Encruamento
- Anisotropia
- Módulo de elasticidade

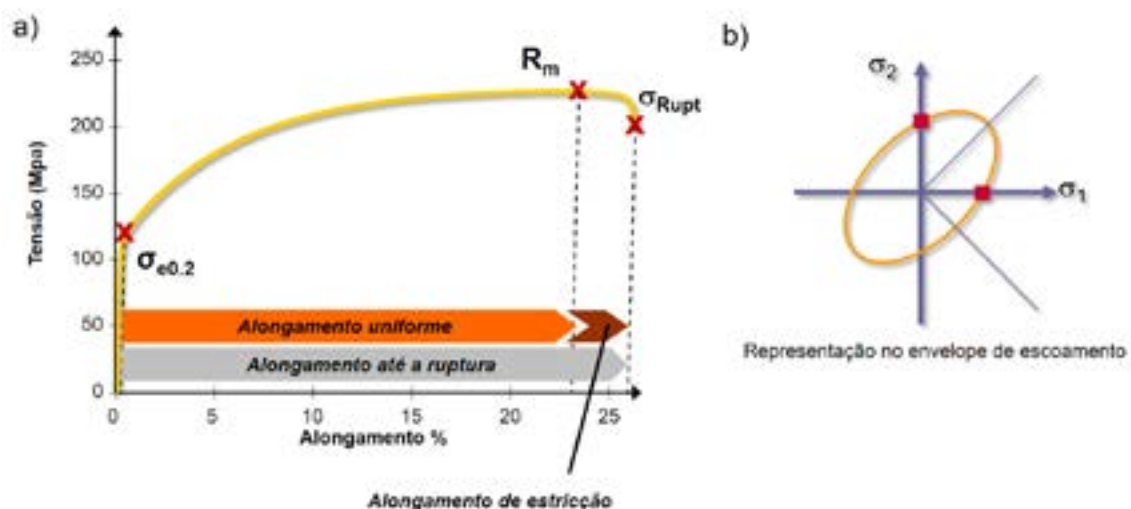


Figura 5: a) Curva do ensaio de tração e seus pontos importantes. b) Locais no envelope de escoamento que são representados pelo ensaio de tração. Fonte: IFU Stuttgart.

Na Figura 5b é são mostrados os pontos correspondentes ao ensaio de tração em um plano de tensões, onde pontos sobre os eixos  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  representam estados de tensão uniaxiais.

A geometria da curva do ensaio fornece diversas informações e permite a comparação entre diferentes materiais. Por exemplo, materiais com patamar de resistência mais elevado (Figura 6a) normalmente apresentam uma conformação mais difícil, já que tensão de escoamento e limite de resistência são maiores (mais força é necessária), e outros parâmetros também são com isso alterados. Porém, a conformabilidade em si normalmente não é afetada. Como já mencionado, as forças de prensagem serão maiores. Muito importante é o retorno elástico que aumenta junto com a resistência. A ductilidade geralmente cai, já que maiores níveis de resistência estão associados a maior sensibilidade a trincas em regiões de borda. Em relação à performance do produto final, materiais de maior resistência apresentam maior potencial para redução de peso das estruturas veiculares, razão pela qual seu uso é crescente na indústria da mobilidade.

O aumento no alongamento uniforme representa maior conformabilidade (Figura 6b) e/ou que o material possui uma maior reserva de alongamento, o que representa uma janela de processo ampliada em relação a um material com menor alongamento. O processo de conformação se torna mais seguro. É importante salientar aqui que o valor do alongamento após o início da estricção não deve ser levado em conta, já que o aparecimento de afinamentos na peça já significa que a qualidade está comprometida.

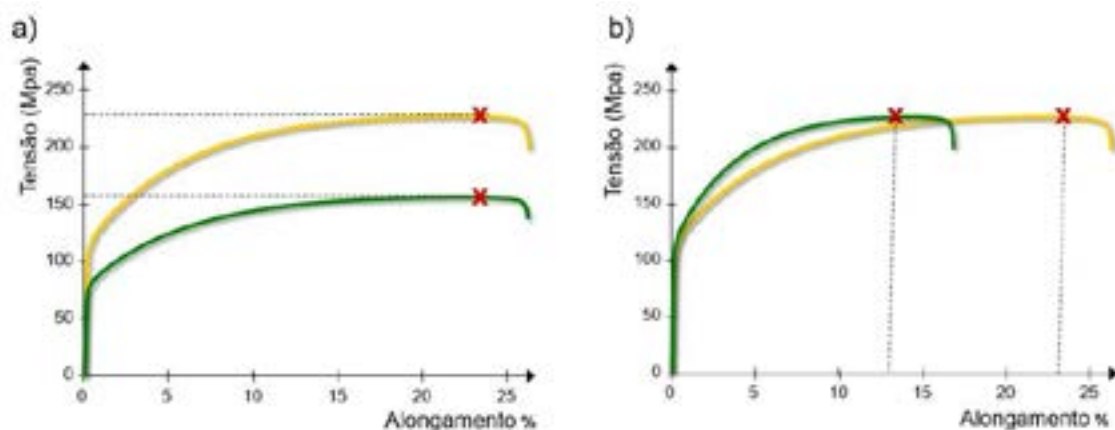


Figura 6: a) Materiais com alongamentos iguais e resistências diferentes. b) Materiais com resistências iguais e alongamentos diferentes. Fonte: IFU Stuttgart.

A capacidade de encruamento do material, ou seja o aumento da resistência mecânica que ocorre como consequência da deformação plástica, é representado pela inclinação da curva de escoamento no ensaio de tração, como mostra a Figura 7a. O índice de encruamento exerce um efeito significativo na conformabilidade das chapas, permitindo uma melhor conformação principalmente em peças onde o modo dominante de deformação é o estiramento. É importante mencionar que apesar de se associar um valor de  $n$  único para cada material, em realidade ele varia com o alongamento, como mostra o exemplo da Figura 7b. Portanto, é importante quando se vai comparar materiais certificar-se que a norma utilizada é exatamente a mesma.

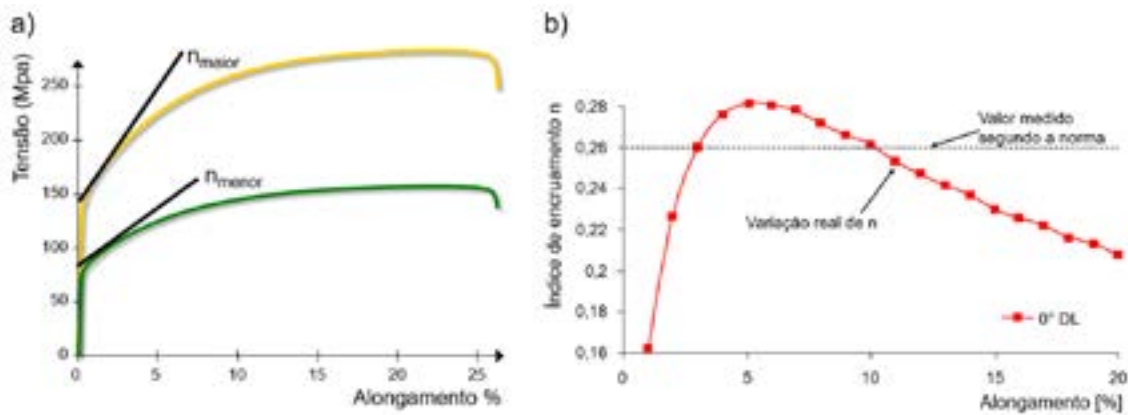


Figura 7: a) Dois materiais com diferentes índices de encruamento. b) variação real de  $n$  com o alongamento. Fonte: IFU Stuttgart.

Indicadores da capacidade de encruamento do material são o índice de encruamento  $n$  e a diferença entre tensão de escoamento e limite de resistência (razão  $\sigma_{e0,2}/R_m$ ). Um alto  $n$  resulta em uma maior migração da frente de deformação através da geometria da peça, além de uma distribuição mais homogênea das deformações (ver Figura 8). Também a tendência à formação da estrição é reduzida.

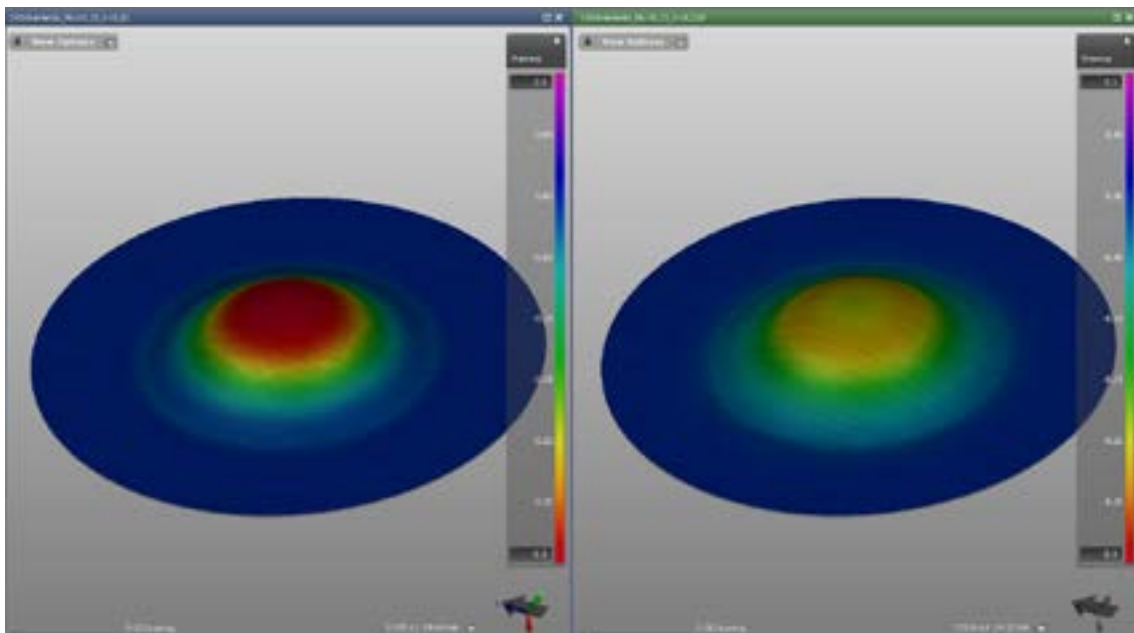


Figura 8: Modelo de simulação mostrando uma região em estiramento puro, à esquerda com  $n=0,01$  e à direita  $n=0,219$ . As cores representam o afinamento sofrido na chapa.

A anisotropia do comportamento plástico de um material, ou seja, sua dependência em relação à direção na qual se realiza o ensaio, é medida através da anisotropia normal, que é representada pela letra  $r$ . No ensaio de tração,  $r$  pode ser calculado como o quociente entre deformação na largura e deformação na espessura do corpo de prova (Figura 9a). Ou seja, a anisotropia normal é um indicador da tendência de uma chapa a perder ou reduzir sua espessura durante a deformação. É desejável que o valor de  $r$  seja maior que 1. Na prática, isso significa que o material tende a fluir da largura e não da espessura, ou seja, tem uma menor tendência a redução de espessura, melhorando a conformabilidade do mesmo.



Outro parâmetro importante é a anisotropia planar, representado por  $\Delta r$ . Ela quantifica a variação de  $r$  no plano da chapa (ver Figura 9b). É desejado que  $\Delta r$  seja o mais próximo de zero possível, do contrário existe uma tendência maior ao chamado orlramento (chapa flui mais para dentro da ferramenta em determinadas direções). Além disso as propriedades em geral da chapa terão diferenças maiores em relação à direção de laminação, o que é prejudicial ao processo (Figura 9c).

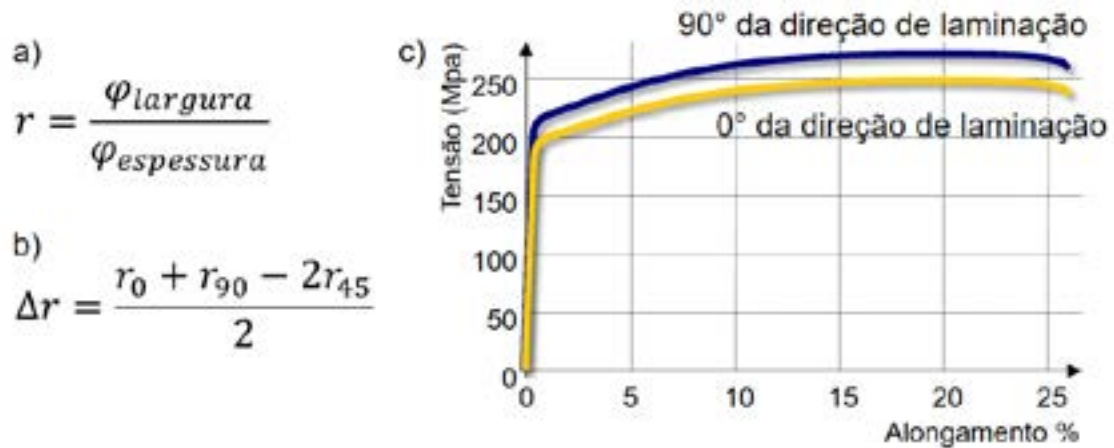


Figura 9: a) Definição de anisotropia normal, b) definição de anisotropia planar e c) diferenças nas propriedades da chapa quando medidas em diferentes direções.

## Ensaio de tração com restrição lateral

O ensaio de tração com restrição lateral (Figura 10-a) pode ser utilizado para gerar um estado plano de deformações no material a ser estudado. Alterando-se o tamanho do raio  $r$  do corpo de prova conforme mostrado na Figura 11 é possível permitir um certo grau de estreitamento lateral do mesmo. Isso permite cobrir uma parte da região de compressão da CLC, além da região de deformação plana. O procedimento foi desenvolvido por Rozzo e Deluca em 1972.

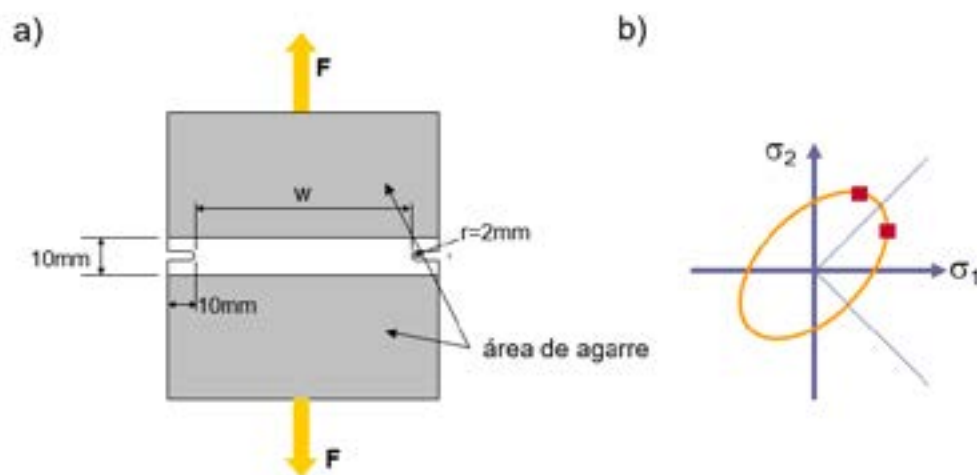


Figura 10: a) Geometria do corpo de prova. b) Locais do envelope de escoamento que são determinados em um estado de deformações planar.



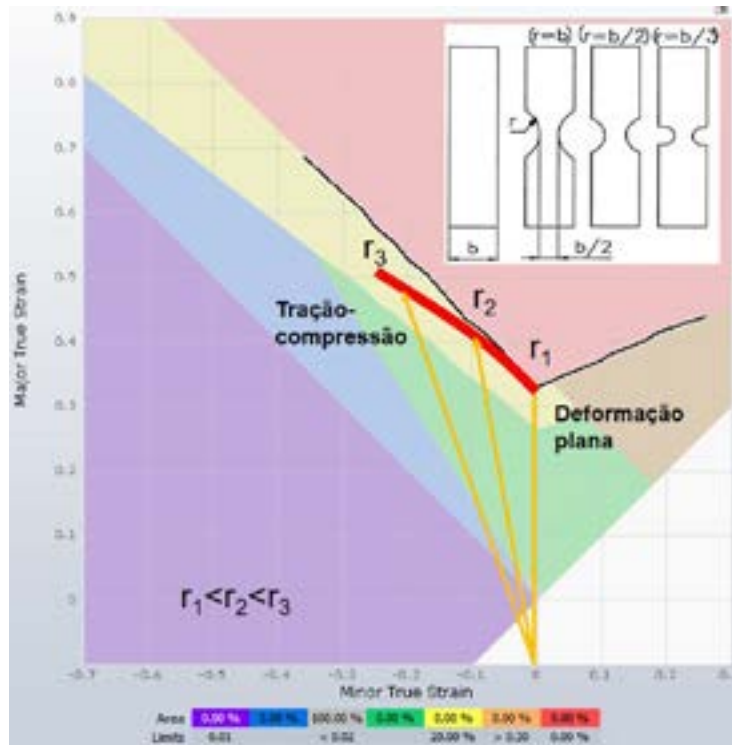


Figura 11: Método desenvolvido por Rozzo e Deluca (1972) para determinação do lado esquerdo da CLC.

## Ensaio de tração-compressão

Também chamado de ensaio de cunha segundo Sachs (Keilzug-Pruefverfahren nach Sachs, em alemão), o ensaio de tração-compressão é caracterizado por aplicação de tensão uniaxial sobreposto por tensões de compressão geradas por cunhas laterais. As deformações podem ser analisadas através de métodos como visioelasticidade.

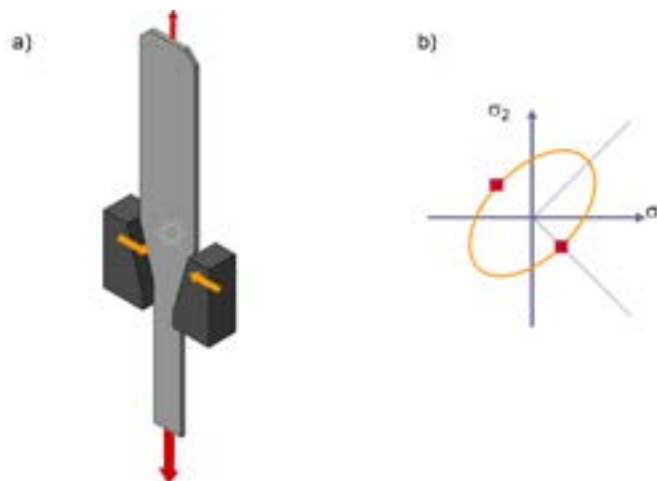


Figura 12: a) Representação do corpo de prova em formato de cunha durante o ensaio. b) Pontos no envelope de escoamento representados pelo ensaio.

O ensaio reproduz o estado de tensão-compressão presente em regiões de flange do processo de embutimento. Uma desvantagem do teste é que o atrito gerado nas regiões de contato das cunhas exerce uma grande influência no resultado, sendo, portanto,

muito sensível às condições de lubrificação. No envelope de escoamento os pontos representados pelo ensaio situam-se nas regiões de cisalhamento (Figura 12-b).

### Ensaio de compressão empilhada

Pawelski (1967) foi o primeiro a realizar um teste de compressão com amostras de chapas de metal empilhadas. O teste de compressão empilhada é uma adaptação do teste de compressão de cilindro conforme DIN 50106. A vantagem do ensaio de compressão em relação ao ensaio de tração é o maior grau de deformação que pode ser alcançado, uma vez que o material não pode se contrair sob pressão. Devido à baixa espessura do material, várias amostras individuais são empilhadas no teste de compressão de camada, pelo que as amostras devem ser alinhadas uniformemente em relação à sua direção de laminação. Para reduzir os efeitos do atrito, folhas de teflon são usadas nas interfaces entre as bandas de compressão e o corpo de prova. As deformações que ocorrem na direção circunferencial são registradas pelo sistema de medição de deformação óptica. A tensão de escoamento é determinada pelas forças de deformação detectadas e a área da seção transversal da amostra, que é considerada idealmente cilíndrica. A tensão compressiva na direção da espessura da folha leva a uma expansão uniforme da amostra (Figura 13). Os aumentos de comprimento nas direções x e y dependem da anisotropia normal.

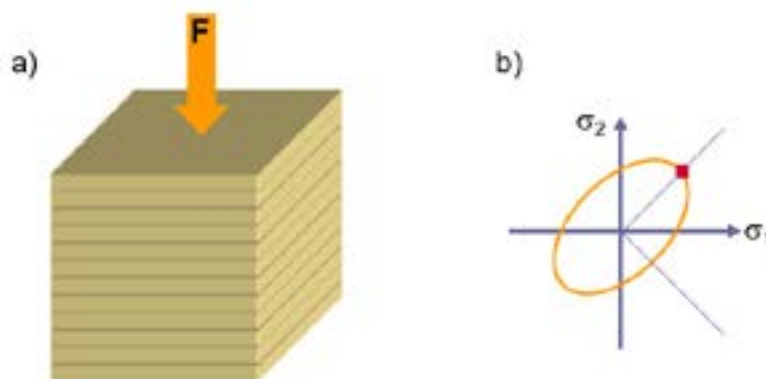


Figura 13: a) Representação das amostras de chapas empilhadas para o ensaio. b) Ponto no envelope de escoamento representado pelo ensaio característico de um estado plano de tensões.

### Ensaio de cisalhamento (corpo de prova Pöhlandt)

Os testes de cisalhamento são usados para testar materiais de chapa metálica sob cisalhamento ideal simples. Este ensaio permite que a resistência ao escoamento sob tensões de cisalhamento seja medida. A força de tração e a mudança no comprimento são registradas pelas garras da máquina de ensaios (Figura 14). A tensão de cisalhamento é determinada por meio de análise de deformação por visioelasticidade.

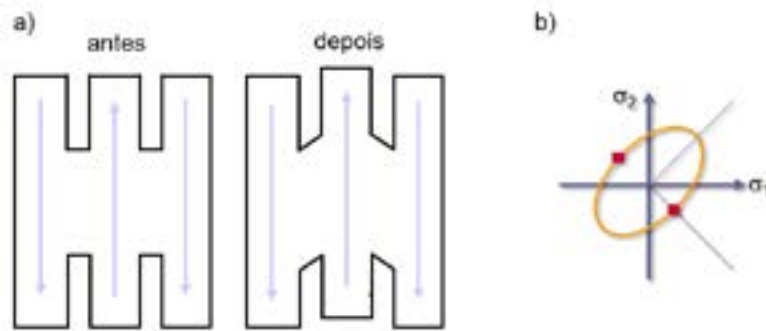


Figura 14: a) Corpo de prova antes e depois do ensaio. b) Pontos no envelope de escoamento, característicos de cisalhamento.

## Ensaio Bulge

O teste de expansão hidráulica foi apresentado por Hill (1950) e é frequentemente usado para a determinação de curvas de escoamento até graus de deformações verdadeiras de cerca de 0,7. A Figura 15 mostra o princípio do processo em que um fluido é pressionado de um lado em uma amostra redonda rigidamente fixada. Através da pressão do meio acontece a expansão da amostra e ela finalmente rompe no pólo da calota. Líquidos (geralmente meios à base de óleo ou água), gases e também meios viscoplásticos podem ser usados. A pressão da mídia é medida por meio de um sensor de pressão e o raio e a espessura da folha no pólo da amostra é medido opticamente ou com método tátil (Figura 16).

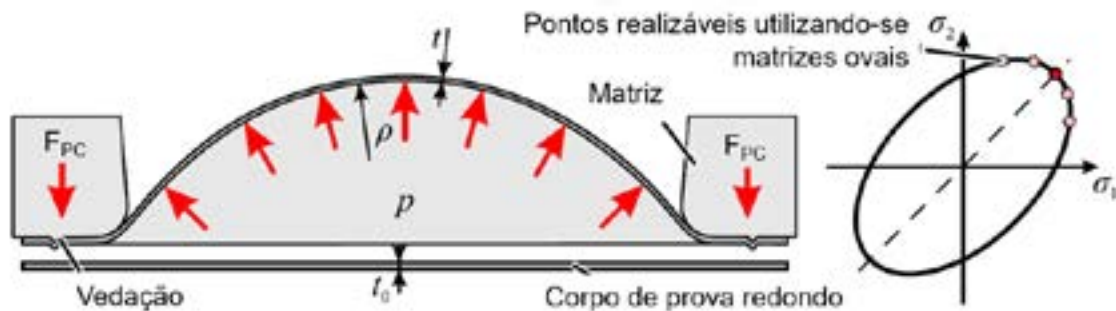


Figura 15: Princípio e estados de tensão alcançáveis do teste de expansão hidráulica Bulge.



Figura 16: Foto de um ensaio de expansão Bulge montado (Fonte: IFU Stuttgart).

### Ensaio Nakajima e Marciniak (ISO12004)

A norma para a avaliação da Curva Limite de Conformação (CLC) é a DIN EN ISO 12004, que descreve o procedimento de teste, bem como o método de avaliação. O desenvolvimento do padrão procurou manter a simplicidade da definição do CLC. Na verdade, apesar do grande número de configurações de teste disponíveis para caracterizações de materiais, como ensaio de tração, teste de Bulge, ensaios de deformação plana, a norma prescreve o uso de apenas uma configuração de alongamento com duas variações de punção, ou seja, um punção hemisférico de acordo com Nakajima e um punção plano de acordo com Marciniak.

Para encontrar uma definição universal da curva limite de formação, Nakajima propôs uma configuração de teste para a análise de várias condições de deformação usando uma configuração de ferramenta única. O chamado teste de Nakajima é composto por uma unidade de fixação e um punção hemisférico. As diferentes configurações de deformação são obtidas com várias geometrias de amostra. Os espécimes são tiras cuja largura muda de acordo com o histórico de deformações desejado, que pode variar desde a condição biaxial com a geometria total até a tensão uniaxial com larguras pequenas (Figura 17).

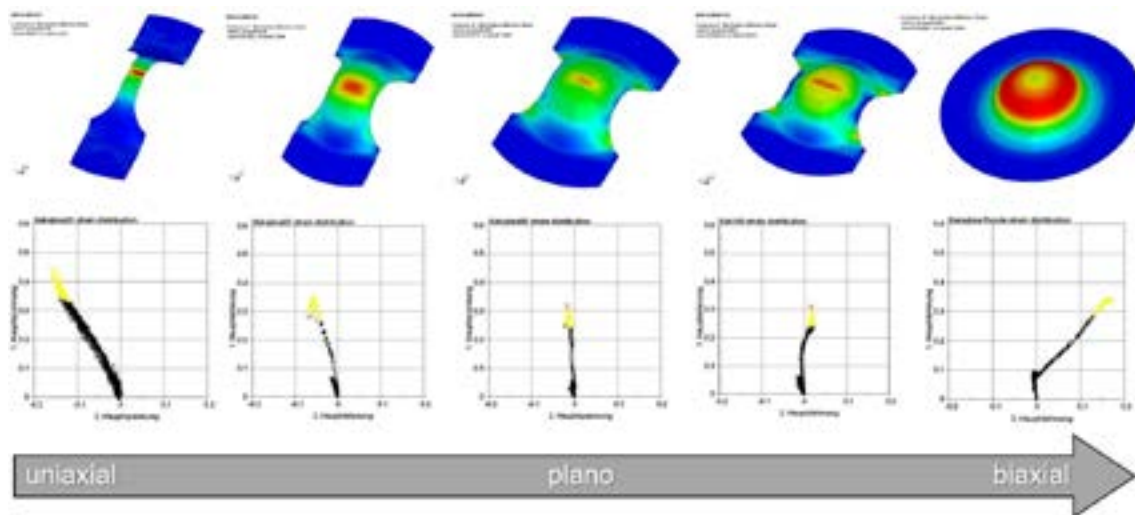


Figura 17: Influência dos diferentes corpos de prova no caminho das deformações, no ensaio Nakajima. Fonte: IFU-Stuttgart.

Eles também observaram que a condição de deformação mais severa, em que o ponto mais baixo do FLC é alcançado, corresponde à condição de deformação plana. Marciniak propôs uma configuração de máquina semelhante ao teste de Nakajima, mas com o emprego de um punção plano. Devido à condição crítica de contato entre a folha e o punção plano, o chamado teste Marciniak requer uma chapa de suporte entre as duas superfícies de contato. Esta garante uma distribuição homogênea das deformações (Figura 18). Na as duas configurações são representadas de acordo com a norma DIN EN ISO 12004-2.

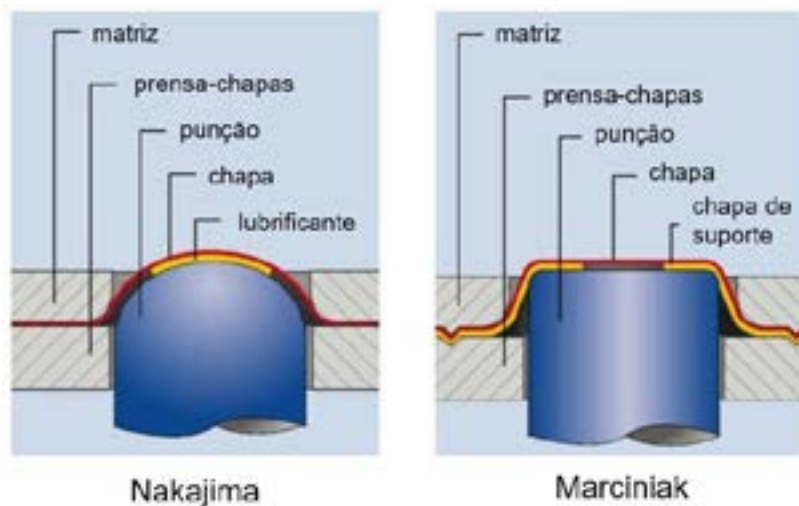


Figura 18: Diferenças entre as geometrias das ferramentas segundo Nakajima e segundo Marciniak. No ensaio Marciniak uma chapa de suporte é utilizada para permitir que as deformações em estado plano se desenvolvam na região plana do disco. Fonte: Erichsen.

## Ensaio de tração em corpo de prova em cruz (tração biaxial)

No ensaio de tração biaxial, uma chapa em forma de cruz é tracionada em dois eixos, criando assim um estado de tensão multiaxial na região central do teste. O princípio e os estados de tensão que podem ser alcançados são mostrados na Figura 19.

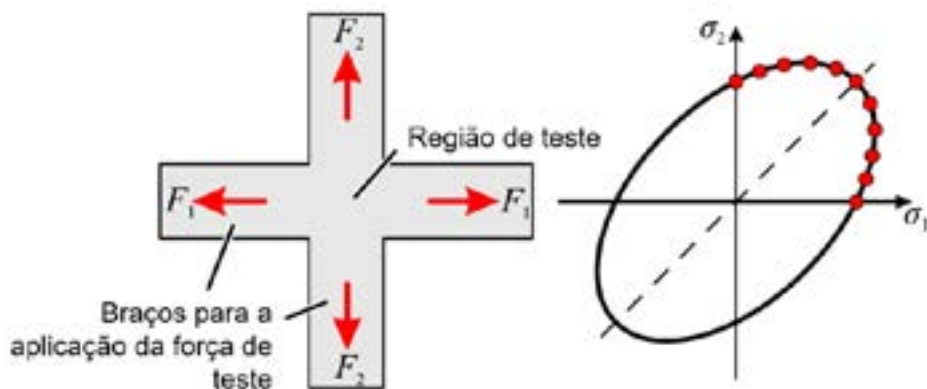


Figura 19: Princípio e estados de tensão alcançáveis com o corpo de prova em formato de cruz.

Neste ensaio é possível variar a proporção das forças de teste em ambas as direções de carregamento. O início do escoamento pode ser determinado em todo o primeiro quadrante do envelope de escoamento. A realização deste teste é descrita pela norma ISO 16842 (2014).

Sem modificação adicional do corpo de prova, mesmo uma ligeira deformação plástica leva à falha do mesmo. Para garantir a homogeneidade do estado de tensão e deformação na região central da amostra, diferentes geometrias de corpo de prova foram desenvolvidos, como mostra a Figura 20.

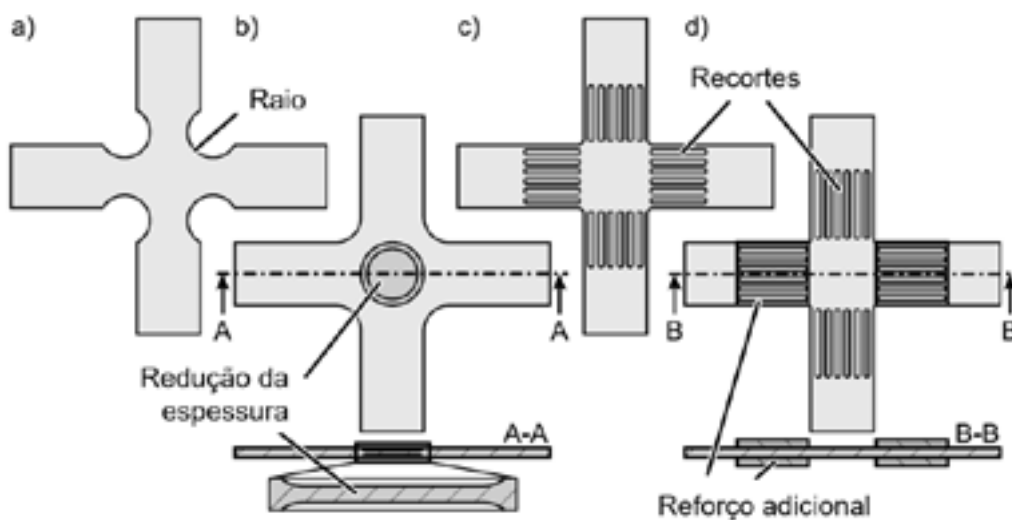


Figura 20: Ajustes de ensaios de tração biaxial com a) Variação dos raios (Shiratori e Ikegami, 1967), b) Redução da espessura da folha (Wilson e White, 1971), c) Recortes nos braços (Mönch e Galster, 1963) e d) Reforço aditivo dos braços (Hou et al., 2021)

## Ensaio de dobramento

Conforme já apresentado anteriormente, a maneira mais comum de estimar a viabilidade dos processos de conformação de chapas é aplicar o chamado método da curva limite de formação (CLC). Mas a formação de limites sob flexão não pode ser caracterizada pela CLC. Isso se deve ao fato de que o CLC descreve a primeira



ocorrência de instabilidade da membrana e menos falha material em consequência a uma fratura intercrystalina na parte externa fibra na flexão (Schleich 2009).

A determinação da dobrabilidade de chapas é realizado com objetivo de determinar o máximo ângulo de dobra alcançável, por exemplo através da EN ISO 7438. Além desta, é possível avaliar a capacidade de uma chapa de ser dobrada e desdobrada em vários ciclos com a DIN EN ISO 7799. É importante mencionar que existem diversos ensaio não normalizados, por exemplo para determinação de raios mínimos de dobra.

Ensaio de dobramento são úteis para verificação das propriedades de materiais utilizados na fabricação de carrocerias automotivas (Figura 21). Em processos de grafagem (hemming) o conhecimento da capacidade e limites de dobrabilidade da chapa é essencial.

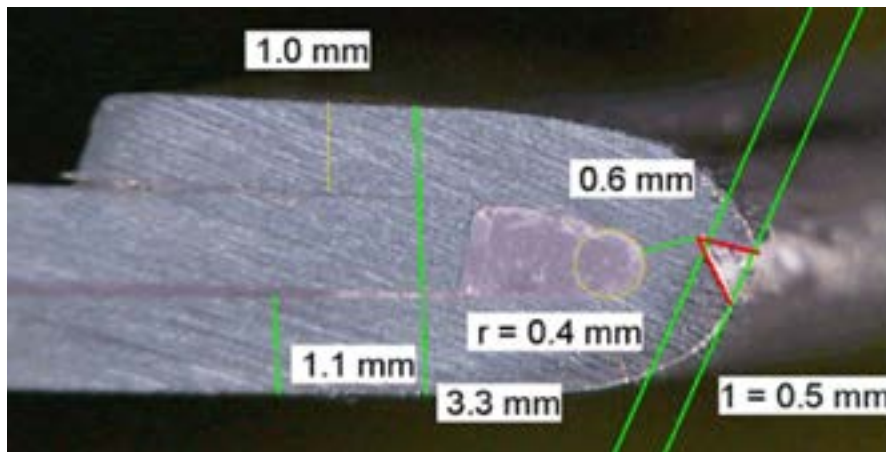


Figura 21: Vista em corte de união por grafagem em um produto automotivo, apresentando falha na região externa da dobra.

Na norma EN ISO 7438 é descrito um aparato para realização de ensaios de dobramento com rolos e punção substituível (Figura 22-a). A amostra é dobrada até o atingimento de determinado ângulo ou totalmente, com intuito de esgotar a capacidade de dobramento da chapa. O ensaio permite a avaliação de um Fator de Dobramento, obtido através do quociente entre raio interno da dobra e espessura da chapa, que representa a dobrabilidade do material. Este fator pode ser representado em relação a diferentes graus de estiramento, já que antes da etapa de grafagem o componente passou por operações de conformação (Figura 22-b).

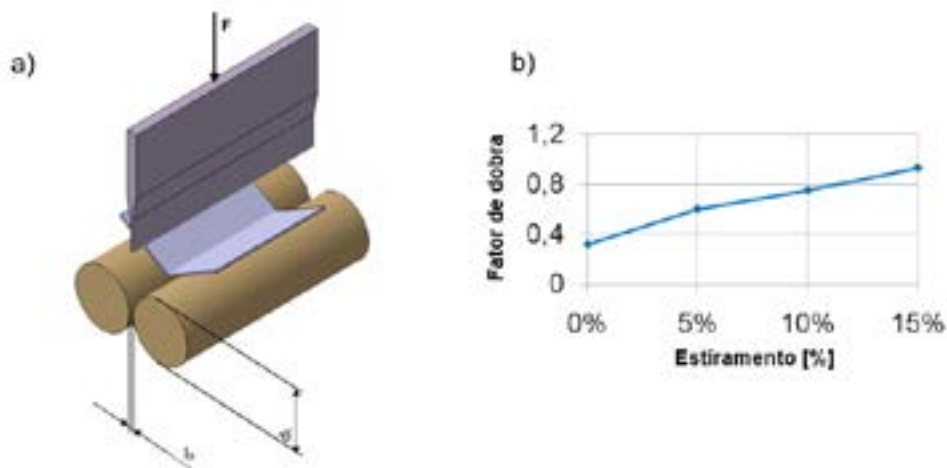


Figura 22: a) Dispositivo para dobramento segundo a DIN EN ISO 7438.

Complementarmente, após o teste, a superfície da borda externa dobrada pode ser avaliada de acordo com critérios de avaliação subjetivos e definida em classes de qualidade. Uma inspeção visual ocorre aqui, uma vez que nenhum registro quantitativo das variáveis medidas é possível. Para várias imagens de borda de dobra, como pode ser visto na Figura 23, graus são dados e um limite de falha é definido com base neles. A partir de hoje, um grau de 2 a 3 é definido como o limite de falha, que não deve ser ultrapassado em termos de qualidade.

Grau	Avaliação visual	Exemplo
5	Nenhum defeito superficial	
4	Leves defeitos superficiais	
3	Claro aumento da rugosidade	
2	Trincas muito finas	
1	Trincas bem formadas	

Figura 23: Classes de qualidade para a qualidade da superfície da borda dobrada. (Heyvaert, 2006)

## Variabilidade das propriedades mecânica

As chapas utilizadas na fabricação de componentes estão sujeitas a variações em suas propriedades mecânicas originadas na fabricação das bobinas. A Figura 24 ilustra a variação do índice de anisotropia em uma chapa de aço relaminada a frio, dentro de uma única bobina. É de se esperar que todas as outras propriedades importantes para o sucesso do processo também variem, o que certamente tem consequências na robustez do processo.

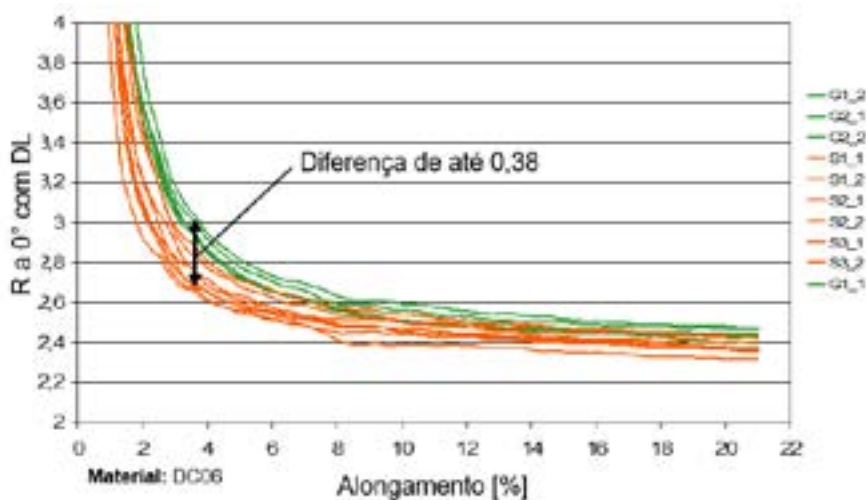


Figura 24: Variação da anisotropia normal em uma chapa de DC06. Fonte: IFU Stuttgart.

O uso de modelos singulares de simulação pode fornecer informações importantes no que diz respeito à fabricabilidade de um componente. Porém, dado que uma só simulação não consegue representar a variabilidade natural dos parâmetros, o resultado não garante um processo de fabricação robusto, como mostrado na Figura 25.

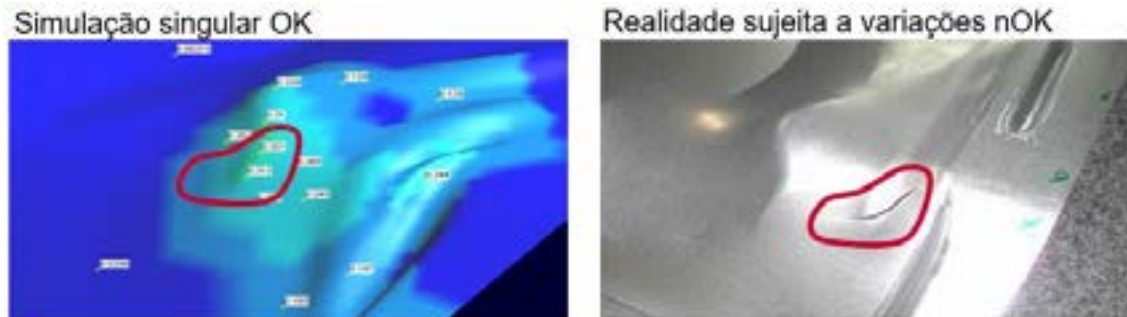


Figura 25: Resultado de simulação singular (direita) realizada sem considerar a variabilidade das propriedades do material e a peça real com problema de qualidade (esquerda). Fonte: IFU Stuttgart.

A variações podem estar relacionadas não só às propriedades mecânicas, mas também a fatores oriundos do processo como força do prensa-chapas, tribologia (atrito), velocidade da prensa, etc. Essas variações podem ser representadas na análise por elementos finitos, garantindo assim um processo que continuará produzindo de forma estável mesmo em uma situação de propriedades mecânicas desfavoráveis.

## Conclusões

Representar corretamente o comportamento plástico de um material em todas as situações que ocorrem no mundo industrial é um desafio que ocupa os pesquisadores até hoje. Os diferentes tipos de ensaios apresentados aqui possuem suas vantagens e desvantagens, devendo ser utilizados de acordo com a sua proximidade ou semelhança com o fenômeno que acontece na realidade do processo.

A mensuração e representação matemática das variações que ocorrem nas propriedades mecânicas é essencial para a condução de simulações estocásticas. Em um modelo de simulação estocástico é possível realizar de forma automática uma varredura das consequências das variações naturais dos parâmetros de entrada (inclusive propriedades) no resultado da simulação. Com o advento dos Gêmeos Digitais Guiados pela Física, a importância da caracterização correta dos materiais aumenta mais ainda. Além disso a capacidade de representar a variabilidade do mundo real é essencial.

O futuro dos sistemas de engenharia utilizados em processos de estampagem exigirá modelos precisos e ao mesmo tempo com uma certa “flexibilidade”, onde informações fluem do sistema para fora, são comparadas com a realidade e entram novamente no sistema. Com isso, o sistema é capaz de representar o mundo real e seus nuances e servir de ferramenta para análise de cenários e mesmo correções autônomas de processo.

## Referências Bibliográficas

B. Rozzo, P., Deluca, B. and Rendina, R., 1972, A new method for the prediction of formability limits in metal sheets, Sheet Metal Forming and Formability: Proceedings of the 7th biennial Conference of the International Deep Drawing Research group

Feldmann, P. Schatz, M. Effective evaluation of FLC—tests with the optical in-process strain analysis system AutoGrid. In: Proceedings of the 15th FLC Zurich 2006

Heyvaert, S. Überprüfung der Bördelfähigkeit, Geschäftspräsentation Corus Aluminium Duffel, Belgium, 2006

Hou, Y. et al. Investigation of evolving yield surfaces of dual-phase steels. Journal of Materials Processing Tech. 287 (2021) 116314. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116314>

ISO 12004-2:2008 Metallic materials — Sheet and strip — Determination of forming-limit curves — Part 2: Determination of forming-limit curves in the laboratory

ISO 16842:2014 Metallic materials — Sheet and strip — Biaxial tensile testing method using a cruciform test piece

ISO 7438:2016 Metallic materials — Bend test

Liewald, M., Schleich, R. Robust processes in sheet metal forming in car body manufacturing with regard to production volume. In: Keynote-Beitrag IDDRG-Konferenz Győr 2007

Mönch and Galster, 1963. E. Mönch, D. Galster. Br. J. Appl. Phys., 14 (1963), p. 810

Pawelski, O.: Hydrostatisches Stauchen. Industriekurier, Technik und Forschung 20 (1967) 682, 684, 686

Schleich, R. Entwicklung eines Versagensmodells für Aluminiumlegierungen zur prädiktiven Bestimmung von lastabhängigen Versagensfällen in der Blechumformung. PhD Thesis, ISBN: 978-3- 88355- 383-2, 2010

Schleich, R. Sindel, M. Liewald, M. Investigation on the effect of curvature on forming limit prediction for aluminium sheet alloys. Int J Mater Form (2009) 2:69–74 DOI 10.1007/s12289-009-0394-z

SHIRATORI, E.; IKEGAMI, K. A new biaxial tensile testing machine with flat specimen. Bulletin of the Tokyo Institute of Technology, v. 80, n. 51, p. 105–118, 1967

WILSON, I. H.; WHITE, D. J. Cruciform specimens for biaxial fatigue tests: An investigation using finite-element analysis and photoelastic-coating techniques. The Journal of Strain Analysis for Engineering Design, v. 6, n. 1, p. 27–37, 1971



## **ESTUDO DA EVOLUÇÃO DO REVESTIMENTO GALVANNEALED (GA) NA ESTAMPAGEM A QUENTE DO AÇO 22MnB5 PARA A INDÚSTRIA AUTOMOTIVA**

Henrique Lacerda Eleuterio <sup>(1)</sup>  
Aldo Henrique de Almeida Barbosa <sup>(2)</sup>  
Vicente Tadeu Lopes Buono <sup>(3)</sup>

### **Resumo**

A busca da indústria automotiva pela melhoria dos níveis de segurança e de consumo de combustíveis dos veículos e, conseqüentemente, a redução da emissão de poluentes para a atmosfera, faz com que os aços Avançados de Alta Resistência Mecânica (Advanced High Strength Steels-AHSS) se tornem materiais que possam contribuir para essas finalidades. Nesse contexto, a utilização de aços ao boro com revestimento galvannealed (GA) para a conformação a quente vem crescendo continuamente em função da sua qualidade superficial ao final do processo, da proteção galvânica que proporciona às peças, da boa aderência e qualidade da pintura, e da melhor soldabilidade em relação a outros revestimentos para essa aplicação. Neste estudo, realizado em escala de laboratório, amostras de aço da qualidade 22MnB5 com revestimento galvannealed foram tratadas termicamente e estampadas a quente em uma prensa refrigerada a água piloto. A evolução microestrutural do revestimento e a integridade estrutural do aço durante a estampagem a quente foram investigadas por microscopias eletrônica de varredura com espectroscopia de energia dispersiva (MEV/EDS) e ótica (MO), e espectroscopia de emissão ótica por descarga luminescente (GDOES). Com os resultados foi possível entender o efeito das transformações das fases Fe-Zn na qualidade do produto e integridade estrutural do aço e, conseqüentemente, estabelecer ciclos térmicos otimizados de estampagem a quente, com maior flexibilidade operacional e geração de produtos isentos de defeitos superficiais e trincas no substrato.

**Palavras-chave — Revestimento GA; Aços 22MnB5; Estampagem a quente; Fe-Zn coating.**

### **Study of Galvannealed (GA) Coating Evolution in Hot Stamping of the 22MnB5 Steel for Automotive Industry**

#### **Abstract**

The automotive industry interest for improve the safety of the user and fuel economy, responsible for the reduction of the environmental impacts, has promoted the development of the Advanced High Strength Steels (AHSS). The demand for galvannealed (GA) boron steel for hot forming processes application has been steadily increasing due to its excellent surface quality, galvanic protection provided to the parts, good coating adhesion and better weldability in relation to other coatings for this application. In this study, samples of 22MnB5 galvannealed steel were heat treated and hot stamped on a water cooled die in laboratory scale. Microstructural evolution of galvannealed coating and structural integrity of steel during hot forming were investigated by scanning electron microscopy with energy dispersive spectroscopy analysis (SEM/EDS/Line scan), optical microscopy (OM) and Glow Discharge Spectroscopy (GDOES). The results allowed to understand the effect of the Fe-Zn phase evolution on the surface quality and steel integrity, and to establish an optimized heat treatment for hot stamping process to produce a 22MnB5-GA steel with excellent coating quality and without defect in the substrate.

**Keywords: GA coating; 22MnB5 steel; Hot stamping; Fe-Zn coating.**



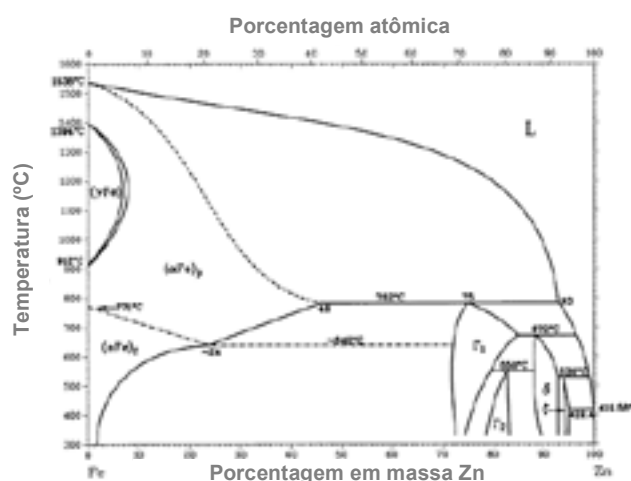
## 1. INTRODUÇÃO

Os aços 22MnB5 com revestimento galvannealed (GA) estampados a quente vem ganhando espaço a cada ano na indústria automotiva em função da sua qualidade superficial ao final do processo, da proteção galvânica proporcionada às peças e da boa soldabilidade em relação a outros revestimentos para essa aplicação[1].

Esses aços, antes do processo de estampagem a quente, apresentam uma microestrutura ferrita-perlita recozida, com o limite de resistência (LR) em torno de 600 MPa e boa ductilidade. Após a estampagem a quente, o aço apresenta uma microestrutura predominantemente martensítica, obtendo-se valores de LR em torno de 1500 MPa[2].

Existe uma grande perspectiva de aumento de consumo dos aços 22MnB5-GA nos próximos anos, principalmente pela qualidade superficial e elevada resistência galvânica contra a corrosão oferecida em relação a outros tipos de revestimentos para estampagem a quente. Contudo, um dos grandes desafios para o desenvolvimento desse novo produto na Usiminas foi garantir, após o processo de conformação a quente, a integridade estrutural do revestimento, uma vez que as temperaturas envolvidas são superiores à de fusão do Zn, e do aço.

Durante o tratamento térmico de austenitização realizado no processo de estampagem a quente ocorre uma série de transformações de fases no revestimento. O revestimento GA inicial é constituído por diferentes fases Fe-Zn, com teor máximo de Fe de 28% (fase gamma- $\Gamma$ ). Durante a austenitização, há o enriquecimento do revestimento em Fe, proporcionando a formação de uma solução sólida  $\alpha$ -Fe(Zn), com teor de Fe de aproximadamente 70%, conforme mostrado na figura 1. Porém, um dos desafios para a aplicação do revestimento GA na estampagem a quente é evitar a formação da fase líquida ou vaporização de Zn durante o tratamento de austenitização[3-4].



**Figura 1:** Diagrama Fe-Zn completo. Adaptado de ASM *handbook*[5].

A formação da fase líquida favorece a penetração de Zn líquido nos contornos de grãos durante o tratamento térmico, induzindo a fragilização por metal líquido (*liquid metal embrittlement*-LME) nessas regiões. Durante a operação de conformação, trincas se formam e propagam nessas regiões, causando danos à integridade estrutural das peças estampadas[6].

Para tanto, nesse estudo foi avaliada, em escala de laboratório, a transformação do revestimento GA durante o tratamento térmico e a estampagem a quente, além da análise da integridade do substrato após a conformação. A partir desses resultados, foram estabelecidas as melhores condições operacionais de tratamento térmico e conformação, que minimizem a ocorrência de defeitos superficiais no revestimento e no substrato.



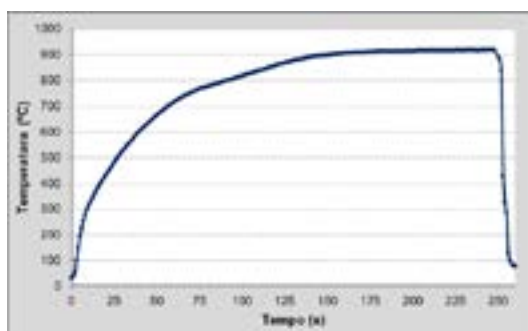
## 2. METODOLOGIA

Para a realização do estudo foram utilizadas amostras industriais de um aço 22MnB5 com revestimento GA, com 1,8 mm de espessura. A composição química típica da amostra é mostrada na tabela 1.

**Tabela 1:** Composição química típica do aço 22MnB5-GA utilizado no estudo (% em massa).

C	Si	Mn	P	S	Al	B	Cr	Ti
0,22 a 0,27	≤0,50	1,10 a 1,50	≤0,03	≤0,005	≥0,01	0,0005 a 0,0040	≤0,35	0,020 a 0,055

Para a realização do processo de conformação a quente e têmpera piloto, as amostras foram submetidas, inicialmente, a um tratamento térmico de austenitização em um forno tipo mufla, com controles da taxa de aquecimento, temperatura de encharque e tempo total, conforme o ciclo térmico mostrado na figura 2.



**Figura 2:** Ciclo térmico utilizado durante o processo de conformação a quente.

Após o tratamento de austenitização, as amostras foram conformadas a quente na prensa hidráulica piloto, com a matriz e molde resfriados a água. A disposição dos equipamentos utilizados nos testes é mostrada na figura 3. O tempo e a temperatura de transferência da amostra para a prensa, realizada manualmente, foram controlados. O aspecto das amostras após o processo de estampagem a quente é mostrado na figura 4.



**Figura 3:** Prensa hidráulica, com matriz e molde refrigerados a água, e forno tipo mufla.



**Figura 4:** Aspecto das amostras após a estampagem a quente.

As amostras antes e após a conformação a quente e a têmpera foram caracterizadas visando avaliar a qualidade superficial, integridade estrutural, microestrutura e composição química do revestimento. A composição química e a determinação de fases do revestimento GA, antes do processo de conformação a quente, foram realizadas via espectroscopia de emissão óptica por descarga luminescente (GDOES) e microscopia eletrônica de varredura com espectrômetro de raios X por dispersão de energia acoplada (MEV/EDS). A morfologia, composição química ao longo da seção transversal e microestrutura do revestimento, antes e após a conformação, foram analisadas via MEV/EDS. Para análise da microestrutura do revestimento, os valores pontuais obtidos nos perfis de composição química foram interpolados no diagrama Fe-Zn, mostrado na figura 1, para a verificação de quais fases foram formadas na região referente ao ponto. Inicialmente, foi levada em consideração

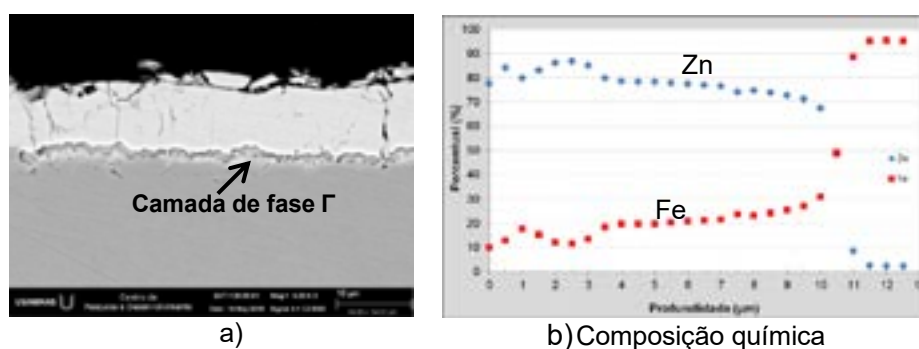
que a interseção das curvas de Zn e Fe representa a interface revestimento/substrato. A determinação das fases foi realizada considerando que a fase  $\zeta$  (zeta) contém de 5% a 6% de Fe;  $\delta$  (delta), 7% a 12% de Fe;  $\Gamma_1$  (gamma 1), 17% a 19% de Fe, e  $\Gamma$  (gamma), 23% a 28% de Fe[1,3].

A microestrutura do substrato foi analisada após a conformação a quente, via microscopia ótica, nas regiões de dobramento, por estarem submetidas a condições severas de conformação, e de estiramento das amostras, por estarem sujeitas ao atrito entre a peça e o ferramental. As regiões de dobramento, principalmente, estão sujeitas a ocorrência de trincas formadas pela fragilização dos contornos de grãos por penetração de Zn líquido (LME). As regiões de estiramento estão sujeitas apenas ao surgimento de trincas formadas pelo atrito entre a peça e o ferramental[4]. As propriedades mecânicas do substrato foram obtidas por ensaio de tração uniaxial utilizando corpos de prova que atendem a norma ASTM-A370[7].

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A caracterização do aço 22MnB5-GA ao longo do tratamento térmico durante o processo de estampagem a quente é mostrada nas figuras 5 a 8. Inicialmente, o revestimento GA produzido pela Usiminas especificamente para o processo de estampagem a quente, apresenta teor de Fe e espessura da camada de fases  $\Gamma$  e  $\Gamma_1$  maiores que os encontrados em materiais tipicamente destinados a conformação a frio, entre 7% e 12%[8,9]. Pela análise de composição química do revestimento, via GDOES, o teor de Fe obtido no revestimento foi de 14,3% (percentual em massa). O elevado teor de Fe foi responsável por produzir um revestimento mais susceptível ao processo de estampagem a quente, constituído majoritariamente por camadas de fases  $\delta$ , em maior proporção, e por uma espessa camada de fase  $\Gamma$ , figura 5a. A maior presença de fases mais ricas em Fe, como as fases  $\Gamma$  e  $\Gamma_1$ , indicam que o revestimento apresenta características mais afeitas ao processo de conformação a quente que os revestimentos GA típicos, por apresentarem temperatura de formação maior e ser menos susceptível a perda de massa, no início do tratamento térmico.

De um modo geral, evidencia-se que a morfologia, microestrutura e composição química do revestimento se modificam completamente ao final do tratamento térmico. O revestimento estampado a quente é constituído por duas camadas distintas, sendo a primeira uma camada homogênea e compacta, constituída pela solução sólida ferrítica  $\alpha$ -Fe(Zn), aderida ao substrato e com espessura em torno de 16,0  $\mu\text{m}$ . A segunda encontra-se acima da primeira, constituída pela fase intermetálica  $\Gamma$ . Além disso, observa-se a formação de uma camada de óxido na superfície do revestimento, com até 4,0  $\mu\text{m}$  de espessura.



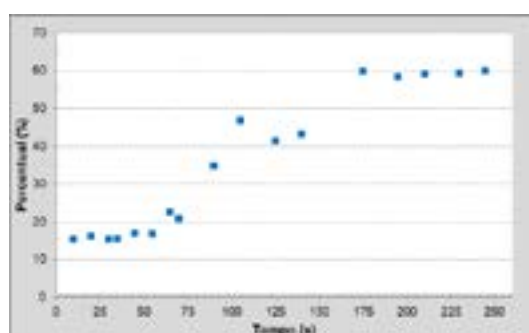
**Figura 5:** Fotomicrografia do aspecto morfológico e perfil de composição química ao longo da espessura do revestimento GA presente no aço 22MnB5, antes da conformação a quente, via MEV/EDS/Line scan.

De acordo os resultados, com 70 s de tratamento térmico, observa-se um intenso enriquecimento do revestimento em Fe, a partir de um processo difusional, conforme observado nas figuras 6 e 7a. Fica evidente a ocorrência da transformação homogênea dos cristais das fases Fe-Zn presentes no revestimento GA, principalmente na formação e distribuição dessas novas fases formadas. Dentre as fases formadas, observa-se que a camada de  $\Gamma$  estende-se por toda a espessura do revestimento, figuras 7a e 8a. A formação dos cristais de  $\Gamma$  foi proporcionada, principalmente, a partir do enriquecimento das fases  $\zeta$  e  $\delta$  em Fe e suas transformações[3].

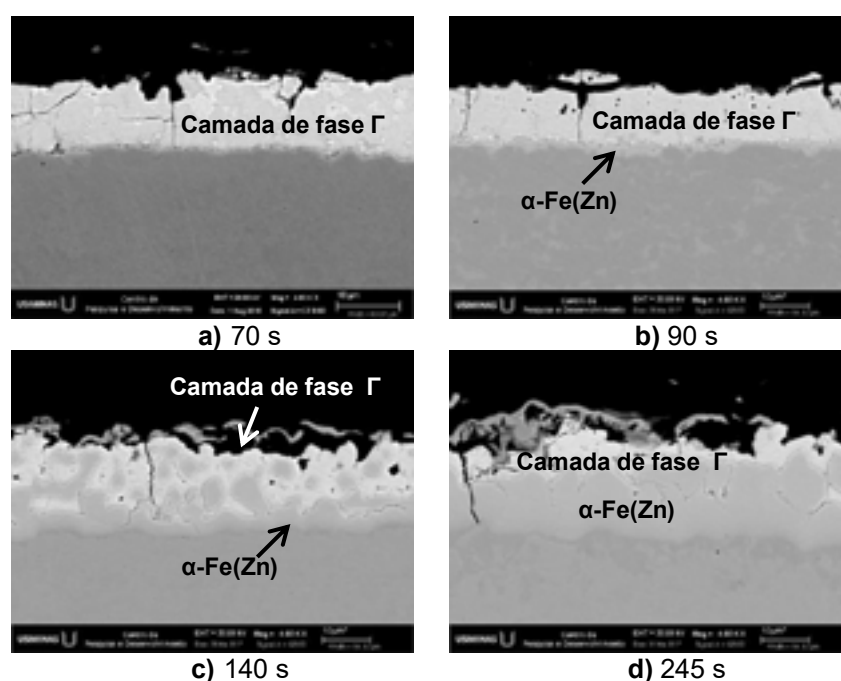
Durante o tratamento térmico, em 90 s, a formação da camada de solução sólida  $\alpha$ -Fe(Zn) é observada na interface revestimento/substrato, favorecida pela continuidade da difusão do Fe no revestimento, figuras 7b e 8b. De acordo com Fan e De Cooman[10], A evolução da camada  $\alpha$ -Fe(Zn) ocorre por meio de dois modos de crescimento distintos. Em primeiro lugar, nota-se o crescimento da camada contínua de  $\alpha$ -Fe(Zn) formada na interface revestimento/substrato. O segundo modo é a formação e crescimento das ilhas globulares  $\alpha$ -Fe(Zn) em diferentes regiões do revestimento. Estes dois tipos de formação e crescimento da camada  $\alpha$ -Fe(Zn) são observados no tempo 140 s, figuras 7c e 8c.

A formação e o crescimento dessa camada são de grande importância tecnológica para o processo de estampagem a quente, pois o processo difusional do Zn por essa camada é baixo, agindo como uma barreira e evitando a penetração de Zn líquido nos contornos de grãos e a propagação de trincas no substrato[11].

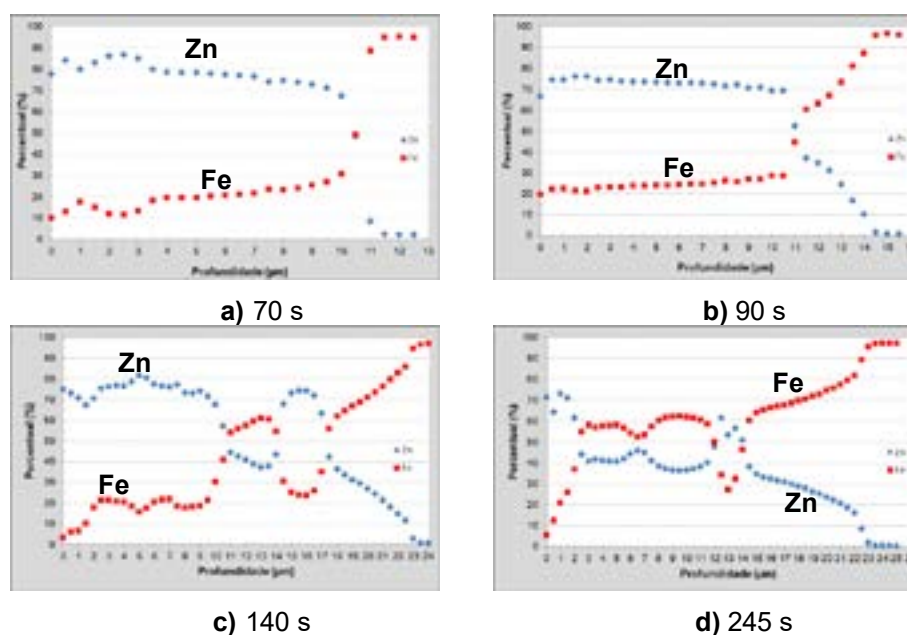
Após esse período, até a estampagem a quente, o revestimento é constituído pelas camadas de solução sólida  $\alpha$ -Fe(Zn), majoritária, e a de fase intermetálica  $\Gamma$ , formada próxima à superfície do revestimento. Além disso, a formação e o crescimento de uma camada espessa de óxidos constituídos por Mn, Si, Al e Zn é evidenciada na superfície, sendo responsável por proteger o revestimento, principalmente, contra a perda de massa, garantido a sua integridade ao ser submetido a temperaturas elevadas, figura 7d e 8d[3,10]. Além disso, essa camada de óxido formada possui boa aderência à superfície do revestimento, apresentando condições favoráveis à uma boa aderência da camada de tinta e não sendo necessária uma etapa de jateamento para a sua remoção[1,12].



**Figura 6:** Variação da concentração de Fe no revestimento GA ao longo do tratamento térmico de austenitização do aço 22MnB5, via MEV/EDS.



**Figura 7:** Fotomicrografia da evolução do revestimento durante o processo de estampagem a quente, via MEV.



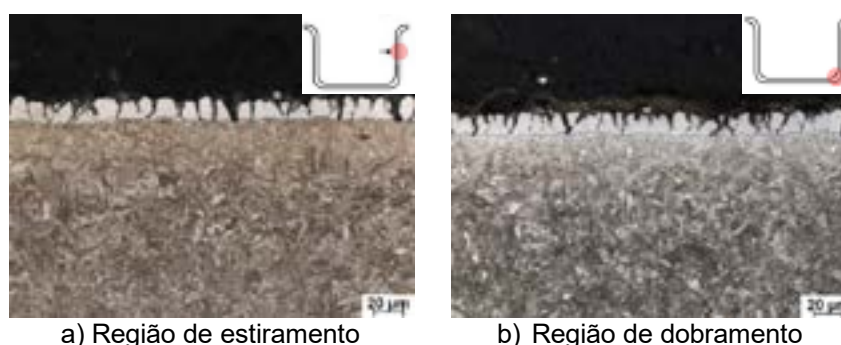
**Figura 8:** Perfil da composição química da seção transversal do revestimento submetido ao processo de estampagem a quente, via MEV/EDS/Line scan.

O aspecto da microestrutura do substrato das amostras após o processo de conformação a quente e têmpera é mostrado na figura 9. A microestrutura do substrato é composta predominantemente pelo constituinte martensita, evidenciando a efetividade do tratamento térmico utilizado nas simulações e a representatividade da simulação em relação ao processo industrial[1].

As propriedades mecânicas em tração (LE, LR e alongamento) das peças conformadas a quente atendem aos requisitos visados para aplicação do produto[1], conforme mostrado na tabela 2.

Evidencia-se que as peças produzidas com o tratamento térmico proposto, conformadas a quente e temperadas estão isentas de trincas no substrato, independente da região analisada, ou seja, ao longo de todo o perfil da peça, figura 7.

Pelos resultados obtidos, as condições utilizadas no estudo para a simulação do processo de conformação a quente, em escala piloto, produziram revestimentos com boa qualidade superficial e integridade estrutural.



**Figura 9:** Fotomicrografia da microestrutura das regiões de estiramento e dobramento do aço revestido 22MnB5 após a conformação a quente, via MO.

**Tabela 2:** Propriedades mecânicas das amostras de aço 22MnB5-GA após a conformação a quente e têmpera simultâneas

LE (MPa)	LR (MPa)	Along. Uniforme (%)	Along. total (%) BM*=25 mm
1395	1759	3,6	7,7

\*BM=Base de medida

#### 4. CONCLUSÃO

A simulação, em escala piloto, produziu um revestimento adequado para suportar a aplicação no processo de conformação a quente, com a obtenção de peças com excelente qualidade superficial e integridade estrutural. A microestrutura obtida foi predominantemente martensítica e as propriedades mecânicas (LE e LR) obtiveram valores desejados para a sua aplicação.

O revestimento obtido após o tratamento térmico foi constituído, basicamente, por uma camada homogênea e compacta, constituída pela solução sólida  $\alpha$ -Fe(Zn) (70%Fe-Zn), aderida ao substrato. A segunda encontra-se acima da primeira, constituída pela fase intermetálica  $\Gamma$  (70%Zn-Fe). A presença da camada de fase  $\Gamma$ , mais rica em Zn, na superfície, melhora a resistência à corrosão do produto, por promover proteção galvânica. Além disso, observa-se a formação de uma camada de óxido, constituídos por Mn, Al, Zn e Si, na superfície do revestimento, protegendo o revestimento da perda de massa ao ser submetido a temperaturas elevadas.

A camada de solução sólida  $\alpha$ -Fe(Zn) formou-se com 70 s de tratamento térmico e seu crescimento ocorreu em duas frentes distintas. A primeira a se formar é a camada contínua, a partir da interface revestimento/substrato. A segunda é constituída por ilhas globulares que se formam no interior das fases ricas em Zn, como a  $\Gamma$ . Essa camada de  $\alpha$ -Fe(Zn) é de grande importância para o processo, pois ela age como barreira protegendo o substrato contra a penetração de Zn líquido nos contornos de grãos e a propagação de trincas. Nas amostras estampadas a quente, os substratos estavam isentos de trincas, tanto nas regiões de dobramento quanto nas de estiramento.

#### REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- [1] BARBOSA, A.H.A.; ELEUTERIO H.L.; PEREIRA J.F.B.; CARVALHO J.L.C. Desenvolvimento de metodologia para caracterização do aço 22MnB5 galvanized destinado a conformação a quente. 53<sup>o</sup> Rolling Seminar. ABM Proceedings. 2016; 72-81.
- [2] KARBASIAN, H; TEKKAYA, A.E. A review on hot stamping. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 210, p. 2103-2118, 2010.
- [3] ELEUTERIO, H.L. Avaliação do mecanismo de transformação do revestimento galvanizado GA no aço 22MnB5 durante o processo de estampagem a quente. Diss. de Mestrado. Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG, 2019.
- [4] GHANBARI, Z.N. Fe-Zn phase evolution and cracking behavior in Zn-coated press-hardened steel. Ph.D. thesis. Colorado School of Mines, 2017.
- [5] ASM handbook: Alloy phase diagrams. ASM International, Ohio, 1994.
- [6] DRILLET, P; GRIGORIEVA, R; LEULLIER, G; VIETORIS, T. Study of cracks propagation inside the steel on press hardened steel zinc based coating. La Metallurgia Italiana. 2012; 1.
- [7] ASTM A370-17: Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products. American Society for Testing and Materials: ASTM International, United States of America, 2017.
- [8] GUTTMANN, M. Diffusive phase transformation in hot dip galvanizing. Materials Science Forum, 1994. 527-548p.
- [9] BARBOSA, A.H.A. Efeito das condições de *galvannealing* na qualidade do revestimento galvanizado a quente GA formado sobre aços de alta resistência contendo P e B. Tese de Doutorado. Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG, 2010.
- [10] Fan DW, De Cooman BC. State-of-the-knowledge on coating systems for hot stamped parts. Steel Research International. 2012; 83(5): 412-433.
- [11] TAKAHASHI, M; NAKATA, M; IMAI, K; KOJIMA, N; OTSUKA, N. Liquid metal embrittlement of hot stamping galvanized boron steel sheet-effect of heating time on crack formation. ISIJ International, vol.57, 2017. 1094-1101p.
- [12] PIMENTA, E.P.S; BARBOSA, A.H.A.; PEREIRA J.F.B. Resistência à corrosão do aço 22MnB5 revestido com a liga Zn-Fe após estampagem a quente. 73<sup>o</sup> Congresso Anual. ABM Proceedings. 2018; 2059-2070.



## **PREFÁCIO AOS ANAIS DA 3ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES NA CONFORMAÇÃO DE MATERIAIS – 3ª ICOSSEMF**

Prefácio aos Anais da 3ª Conferência Internacional de Engenharia de Superfícies na Conformação de Materiais – 3ª ICOSSEMF

A ICOSSEMF, nesta sua terceira edição, ocorreu mais uma vez no âmbito do SENAFOR. A ICOSSEMF reuniu profissionais da indústria, especialistas da área, pesquisadores e estudantes em um fórum para discussão de temas chave da Engenharia de Superfícies relacionados ao processamento de materiais.

Na manhã do dia 13 ocorreu o evento de abertura, contando com palestrantes de alta significância ao cenário da inovação brasileira, como MCTI, EMBRAPPII, ABIMEI e GERDAU. Na oportunidade foi homenageada a GERDAU através do reconhecimento a sua relevante contribuição ao desenvolvimento tecnológico do país.

Nos dias 14 e 15 pela manhã foram realizadas as sessões de apresentações de trabalhos técnicos específicos da ICOSSEMF, com a participação de professores e pesquisadores do setor, as quais são sumarizados nestes anais.

O evento propiciou a discussão e o desenvolvimento de temas de relevância científica e tecnológica, levando, além disso, à complementação da formação de profissionais e estudantes e atualização do conhecimento dos participantes nos seguintes temas (a) Aspectos tribológicos dos processos de fabricação; (b) Revestimentos e modificações superficiais e (c) Otimização de processos através da engenharia de superfícies.

Apesar das dificuldades impostas pela pandemia do Covid 19, foi possível, em um seguro ambiente virtual, manter o excelente nível do evento já apresentado em suas 2 edições anteriores.

Os organizadores e a comissão científica agradecem a todos os participantes, expositores, palestrantes e colaboradores pelas genuínas contribuições que tornaram possível a 3ª ICOSSEMF.

Porto Alegre, 21 de Outubro de 2021  
Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha  
Presidente da Comissão Científica e Organizadora



## **PREFACE TO THE PROCEEDINGS OF THE 3RD INTERNATIONAL CONFERENCE ON SURFACE ENGINEERING IN MATERIAL FORMING – 3<sup>RD</sup> ICOSEMF**

*The ICOSEMF, in its third edition, was held once more in the frame of the 40th SENAFOR. It congregated professionals from the Industry, experts, researchers and students in a discussion forum for the discussion of key topics on Surface Engineering related to materials processing.*

*On the morning of the first conference day on October 13, the opening session had the participation of important representing people from the Brazilian innovation scenario, as from MCTI, EMBRAPA, ABIMEI and GERDAU. On that opportunity, GERDAU was honored by recognition of its relevant contribution to the Brazilian development.*

*On the second and third conference days, on mornings, took place the technical presentation sessions specific of ICOSEMF, with the participation of professors and researchers from different regions and institutions. The proceedings summarize those contributions.*

*The event was a perfect environment for the discussion and development of relevant scientific and technological subjects, and besides contributed to a complementation on the capacitation of professionals and students by updating of knowledge on: (a) tribological aspects of manufacturing processes; (b) deposition and modification of parts/tools surfaces and (c) process optimization by Surface Engineering.*

*Besides all difficulties imposed by the Covid 19 pandemic, in a safe virtual environment, the excellent event level already seen in previous editions could be achieved.*

*The ICOSEMF organizers and its scientific committee would like to thank the participants, expositors, presenters and collaborators for their genuine contributions that could bring to reality the 3rd ICOSEMF.*

*Porto Alegre, October, 2021.*

*Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha*

*President of the Scientific and Organizing Committee*



# 40° SENAFOR

13 A 15 DE OUTUBRO DE 2021



3ª Conferência Internacional em Engenharia de Superfícies

3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## **PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS** **LECTURES & TECHNICAL PAPERS**

ICOSEMF 1

### **POTENCIALIDADE DA NITRETAÇÃO A PLASMA PARA APLICAÇÕES EM ENGRENAGENS FORJADAS EM AÇO BAINÍTICO DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO**

Potentiality of plasma nitriding for continuous cooling bainitic steel forged gear applications  
*Rafael Luciano DALCIN (FAHOR), Alexandre da Silva ROCHA (UFRGS)*

ICOSEMF 2

### **EFEITO DE LUBRIFICANTES E TRATAMENTOS DE SUPERFÍCIE EM COMPORTAMENTOS QUANTO AO DESGASTE E TRIBOCORROSÃO**

Lubricants and surface treatment effects on wear and tribocorrosion behavior  
*Maria Rita Ortega VEGA (LAPEC-UFRGS), Célia de Fraga Malfatti (LAPEC-UFRGS)*

ICOSEMF 3

### **NITRETAÇÃO A PLASMA COM PÓS-OXIDAÇÃO EM TELA ATIVA USANDO DIFERENTES MISTURAS GASOSAS NO AÇO 4140**

Active Screen Plasma Treatments of Nitriding with Post-Oxidizing using different gas mixtures in 4140 steel

*Leonardo Fonseca OLIVEIRA (LdTM-UFRGS), Alexandre da Silva ROCHA (LdTM-UFRGS), Marcos Antonio Zen VASCONCELLOS (IF-UFRGS)*

ICOSEMF 4

### **ESTUDO PARA AUMENTO DA VIDA ÚTIL DE MOLDE DE FUNDIÇÃO SOB PRESSÃO DE ALUMÍNIO**

Study for aluminum die castings life increase

*Luciano Bernardo de OLIVEIRA (UFRGS), Alexandre da Silva ROCHA (LdTM-UFRGS)*

ICOSEMF 5

### **EFEITO DOS PARÂMETROS DE ENSAIO SOBRE O COMPORTAMENTO AO DESGASTE MICROABRASIVO DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 420 CEMENTADO POR PLASMA A BAIXA TEMPERATURA**

Effect of test parameters on the micro-abrasive wear behavior of low-temperature plasma carburized AISI 420 stainless steel

*Cristiano J. SCHEUER (UFSM), Júlio César Klein das Neves (UTFPR), Rodrigo Perito Cardoso (UFSC), Sílvio Francisco Brunatto (UFPR)*

**3ª Conferência Internacional em Engenharia de Superfícies**  
**3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming**

ICOSEMF 6

**PERFORMANCE TRIBOLÓGICA DE ÓLEOS BIODEGRADÁVEIS TIPO HEES E HEPR NO DESLIZAMENTO DAS LIGAS CU-ZN/WC-COCR: UMA VISÃO AMBIENTAL PARA APLICAÇÕES EM SISTEMAS HIDRÁULICOS DE POTÊNCIA**

Tribological performances of biodegradable hydraulic oils HEES and HEPR in the sliding of Cu-Zn/WC-CoCr: An environmental vision for fluid power system applications

*Richard de Medeiros CASTRO (SATC)*

ICOSEMF 7

**CARACTERIZAÇÃO E AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DE FILMES FINOS ALCRN-MONOLAYER, CRN/ALCRTIN-NANOESTRUTURADO E CROMO DURO DEPOSITADOS SOBRE AÇOS PARA TRABALHO A FRIO - A MELHOR ESCOLHA PARA INCREMENTO DE VIDA DE FERRAMENTAS**

Evaluation and characterization of the tribological behaviour of AlCrN-monolayer, CrN/AlCrTiN-nanostructured and Hard Chromium thin films deposited over cold work steels – the best choice to tool life extension

*Leandro Bettoni ORTEGA (Oerlikon Balzers – Brasil), Giovanni Rocha dos SANTOS (Oerlikon Balzers – Brasil), Ricardo Diego Torres (PUCPR)*

ICOSEMF 8

**CONTROLE DE QUALIDADE SUPERFICIAL DE DISCOS PARA ENSAIOS TRIBOLÓGICOS**

Surface quality control of discs for tribological tests

*Eduardo BAHMED, Jean Carlos Poletto, Liu Yesukai de Barros, Gustavo Gehlen, Patric Daniel Neis, Ney Francisco Ferreira (LATRIB/UFRGS)*

ICOSEMF 9

**TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO NA SUPERFÍCIE DE AÇOS INOXIDÁVEIS ATRAVÉS DO IMPACTO DE MICROJETOS E ONDAS DE CHOQUE CAUSADOS POR VIBRAÇÃO ULTRASSÔNICA EM FASE LÍQUIDA: CAVITAÇÃO**

Strain induced martensitic transformation from microjets impact and shock waves on the surface of stainless steels caused by ultrasonic vibration in liquid phase: cavitation

*Silvio Francisco BRUNATTO (UFPR)*

ICOSEMF 10

**ESTRATÉGIAS DE LUBRIFICAÇÃO PARA AUMENTO DE VIDA ÚTIL DE FERRAMENTAS EM OPERAÇÕES DE CORTE**

Lubrication strategies to improve tool life in cutting operations

*Giuseppe PINTAUDE (UTFPR)*

**3ª Conferência Internacional em Engenharia de Superfícies**  
**3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming**

ICOSEMF 11

**INFLUÊNCIA DA TOPOGRAFIA DA SUPERFÍCIE DE DESLIZE NA PERFORMANCE DE COMPONENTES DE MOTORES**

Influence of the running surface topography on the performance of Engine Components  
*Paula Rodrigues CAUMO (UFRGS), Antônio TAKIMI (UFRGS), Guilherme Pizzato SIEBEN (UFRGS), Jean POLETTO (UFRGS), Ney FERREIRA (UFRGS), Patric NEIS (UFRGS), Carlos Pérez BERGMANN (UFRGS), Carla ten CATEN (UFRGS)*

ICOSEMF 12

**INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE BRUNIMENTO NAS CARACTERÍSTICAS DA SUPERFÍCIE DE CAMISAS DE MOTORES A COMBUSTÃO**

Influence of honing process on the surface's characteristics of combustion engine's liners  
*Guilherme Pizzato SIEBEN (UFRGS), Paula Rodrigues CAUMO (UFRGS), Jean POLETTO (UFRGS), Patric NEIS (UFRGS), Ney FERREIRA (UFRGS), Antônio TAKIMI (UFRGS), Carla ten CATEN (UFRGS), Carlos Pérez BERGMANN (UFRGS)*

ICOSEMF 13

**ENGENHARIA DE SUPERFÍCIE APLICADA AO CONTROLE DO ATRITO E DESGASTE EM PROCESSOS DE LAMINAÇÃO A FRIO**

Surface engineering applied to friction and wear control in cold rolling processes  
*José Daniel Biasoli de MELLO (UFU/UFSC)*

ICOSEMF 14

**APRIMORAMENTO DO PROCESSO DE BORETAÇÃO COM TERRAS RARAS POR MEIO DO USO DE ND, SM E GD**

Enhancement of the RE-boronizing process through the use of Nd, Sm, and Gd  
*Cesar K. SANTAELLA (IPEN-CNEN/SP), Samuel P. COTINHO (IPEN-CNEN/SP), Olandir V. CORREA (IPEN-CNEN/SP), Marina F. PILLIS (IPEN-CNEN/SP)*

ICOSEMF 15

**RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE REVESTIMENTOS RICOS EM NIÓBIO APLICADO EM SUBSTRATO DE AÇO MICROLIGADO POR SAW**

Wear resistance of niobium-rich coatings applied to microalloyed steel substrate by SAW  
*Edilson Nunes POLLNOW (UFGD), Alice Gonçalves OSÓRIO (UFPEL), Ederson Bitencourt das NEVES (FURG), Franchescole Borges CARDOSO (UFPEL)*



# Efeito de lubrificantes e tratamentos de superfície em comportamentos quanto ao desgaste e tribocorrosão – Lubricants and surface treatment effects on wear and tribocorrosion behavior.

Maria Rita Ortega Vega <sup>(1)\*</sup>

Célia de Fraga Malfatti <sup>(2)</sup>

## RESUMO

O desgaste e a tribocorrosão podem ser responsáveis por falha prematura no ciclo de vida de materiais e componentes e, em consequência, representam um custo importante devido a paradas, reposição e retomada de operações. Os efeitos do desgaste e da tribocorrosão podem afetar a indústria de processos e componentes como biomateriais, utilizados como implantes ou ferramentas cirúrgicas, por exemplo. Por tais motivos a avaliação do desgaste e da resistência à corrosão do material, assim como seu efeito sinérgico são ferramentas poderosas para projetar e otimizar superfícies nas diferentes aplicações. Neste trabalho, são apresentados casos de estudo de desgaste e tribocorrosão relacionados com lubrificantes e tratamentos de superfície.

**Palavras-chave –** Desgaste, Tribocorrosão, Tribômetro, Lubrificação.

## ABSTRACT

Wear and tribocorrosion can be responsible for premature failure in the life cycle of materials and components and, in consequence, an important cost due to shut down, reposition and restart. The effects of wear and tribocorrosion can affect industry processes and components as biomaterials used, for example, as implants or surgical tools. For these reasons the evaluation of wear and corrosion resistance of a material, as well as their synergy effect are powerful tools for design and optimization of surfaces for different applications. In this work we present some cases of wear and tribocorrosion studies related to lubricants and surface treatment effect.

**Key words —** Wear, Tribocorrosion, Tribometer, Lubrication.

<sup>(1)</sup> Dr. Eng.; LAPEC/DEMET/PPGE3M. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil; ortega.vega@ufrgs.br,

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Eng.; LAPEC/DEMET/PPGE3M. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brazil.



## 1. INTRODUCTION

Tribology has become an interesting area for industrial sectors since it can constitute an opportunity for cost reduction, process optimizing and efficiency increase. At the beginning, the study of tribological phenomena such as friction and wear were directed to transport, industry and domestic sector. However, along the decades, tribology has become a multidisciplinary science that faces new problems from different perspectives and has open new fields such as microtribology, coatings, new materials, application in electronics, systems under vacuum, high-temperature tribology, tribology at aggressive environments and biotribology [1 – 4].

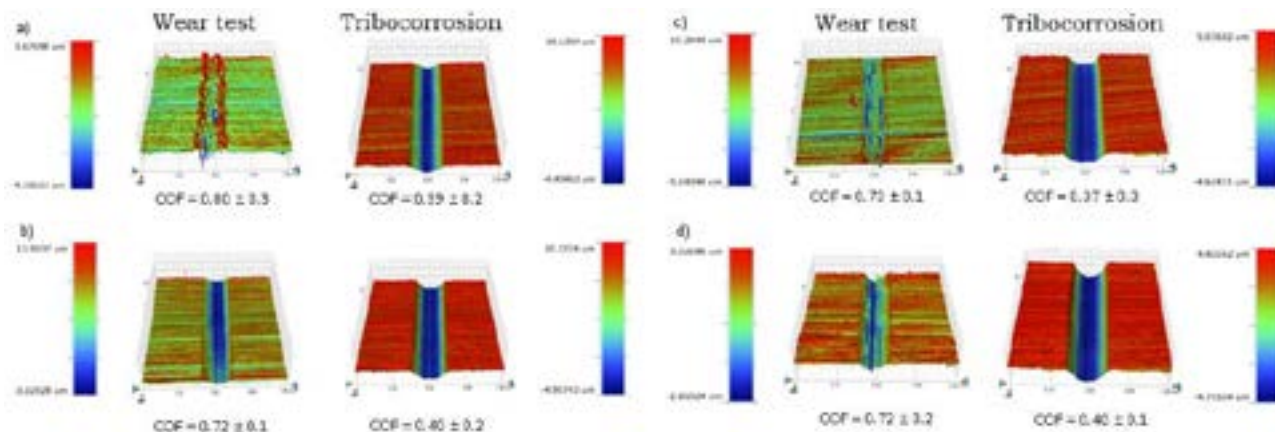
As matters of study have been broadened, the diversity of the systems and their conditions yield different responses. For this reason, tribology testing has become a fundamental tool to understand the behavior of materials and components in a simulated environment, which will make the task taking decisions easier, as their results can be extrapolated when the test is well designed. Thus, this work presents some cases of study that belong to the Laboratory of Corrosion Research know how about wear and tribocorrosion testing using the tribometer and its outcomes. Among the cases, wear and tribocorrosion resistance of heat-treated steel and titanium-based biocompatible alloys were tested, as well as lubricants evaluation.

## 2. WEAR AND TRIBOCORROSION RESISTANCE OF HEAT-TREATED STEEL ALLOYS

DIN 1.4110 martensitic stainless steel is used extensively in general cutlery (i.e., food processing blades and cutting tools) due to its high corrosion and mechanical resistance, as well as high hardness and wear resistance. The material has suffered heat treatment by one of these methodologies: conventional quenching, cryogenic treatment at  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1 h at  $1080\text{ }^{\circ}\text{C}$  then air quenching followed cryogenic treatment by direct nebulization with dry for 6 h, tempering at  $250\text{ }^{\circ}\text{C}$  for 1.5 h) and cryogenic treatment at  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1 h at  $1080\text{ }^{\circ}\text{C}$  then air quenching followed cryogenic treatment by immersion into liquid nitrogen for 6 h, tempering treatment at  $250\text{ }^{\circ}\text{C}$  for 1.5 h), with the aim of increasing the martensite fraction and diminishing the retained austenite. The wear and tribocorrosion response of the material was tested [5].

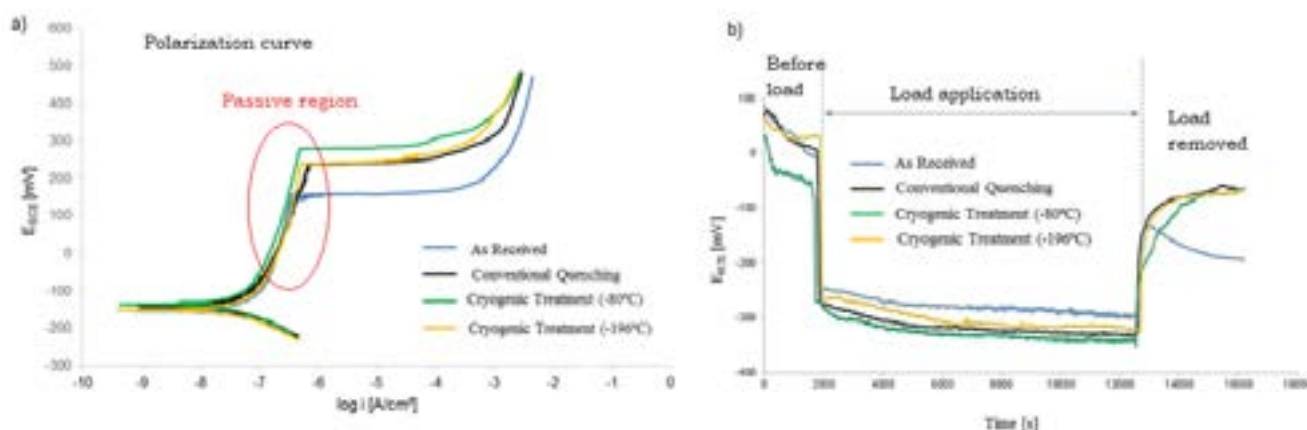
For the tests, sliding test was carried out with ball-on-flat configuration under dry condition and with the presence of corrosive medium (tribocorrosion). The tests were performed using a CETR Universal Material Tester (UMT) tribometer. The wear tests were conducted with an alumina ball, 2 N normal load, stroke length of 2 mm, 1 Hz frequency. A tribocorrosion cell was employed for to evaluate the wear – corrosion synergy; 0.05 mol/L NaCl solution was placed in the cell, with a saturated calomel electrode as reference electrode and a platinum wire as counter-electrode, connected to an EG&G Princeton Applied Research (PAR) Potentiostat/Galvanostat equipment, was used to monitor the open circuit potential before, during and after the load application. Track 3D profiles were obtained using a Bruker Controur GT-K interferometer.

Figure 1 displays the tracks for the samples after the tests and their corresponding coefficient of friction. The COF values were similar for all the samples under wear condition. Thus, the different heat treatments do not have a significant effect on this response for this type of martensitic stainless steel. Tribocorrosion tests yielded COF values lower than those for the dry conditions, due to the lubricant action of the electrolyte. However, the presence of the electrolyte enhanced the material loss probably because of corrosion, pointing out the synergy between wear and corrosion [6]. The track images from Figure 1 also show that the worn volume was higher when in presence of electrolyte than at the dry condition. Henceforth, for martensitic stainless-steel DIN 1.4110 wear+corrosion constitute an aggressive condition for the material's integrity.



**Figure 1.** Wear and tribocorrosion tracks with their corresponding coefficient of friction (COF) for the samples a) as received, b) with conventional quenching, c) with cryogenic treatment at  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  and d) with cryogenic treatment at  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Adapted from [5] with permission of the Editor.

Figure 2 displays the electrochemical behavior of the samples with and without load application. Without load application, there was the enhancement of the passive behavior for the heat-treated samples [7]. Under load, this behavior was not observed, being the as-received sample the one with the noblest potential; however, with the load removal, the surface of the treated samples repassivated and the as-received sample did not.



**Figure 2.** Electrochemical behavior of the samples a) without and b) with load application. Adapted from [5] with permission of the Editor.

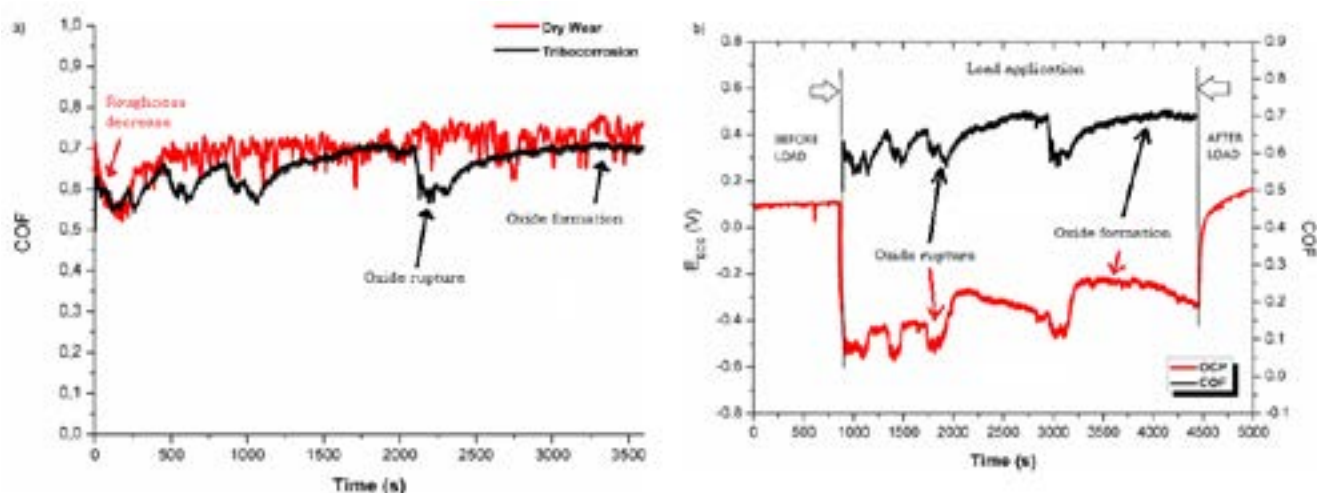
The sample obtained by cryogenic heat treatment at  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  promoted the highest amount of worn volume under tribocorrosion conditions. The sample that went through cryogenic heat treatment at  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  yielded almost the same worn volume as the conventional heat-treated sample. In general, the samples displayed lower worn volumes under dry condition; meanwhile when in presence of the electrolyte the volumes were higher, due to the synergic action of wear and corrosion, that can be harmful for the structural integrity of the material.

### 3. WEAR AND TRIBOCORROSION TESTS FOR BIOCOMPATIBLE ALLOY TESTING

Titanium alloys with only beta phase have been recently studied for bone implant as substitutes of Ti6Al4V. Beta alloys main features are their biocompatibility, since most of the beta-stabilizer elements are biocompatible or, at least, non-toxic, and their Young's modulus similar to the human bone. However, the behavior of these alloys concerning the synergy of wear and corrosion has not been well studied [8-10]. In this section, results of wear and tribocorrosion behavior of beta-alloy Ti26Zr24Nb alloy are presented [8].

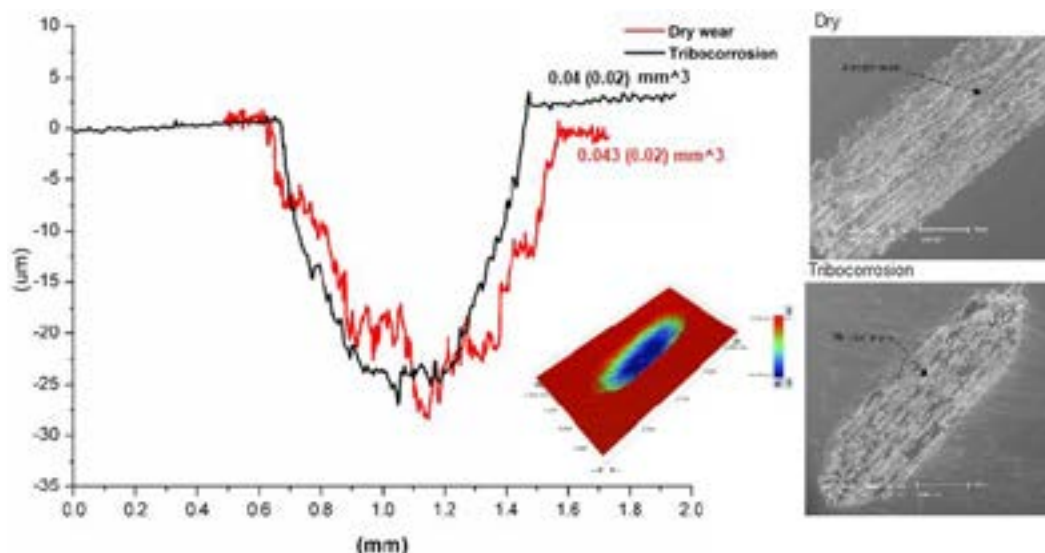
Yttria-stabilized zirconia ball was employed for the tests as counter-body, normal force of 5 N and 1 Hz as sliding frequency were applied for 60 min for a track of 3 mm length. Autolab PGSTAT302N potentiostat was employed for OCP monitoring in tribocorrosion tests; SCE and a platinum wire were used as reference and counter electrodes respectively. All measurements were carried out at  $37\text{ }^{\circ}\text{C}$  and  $7.0 < \text{pH} < 7.4$ , in Hanks electrolyte.

Figure 1 shows the results of COF for the dry wear and tribocorrosion tests and the OCP developed during the tribocorrosion tests. COF values were lower during tribocorrosion tests than during dry wear tests (Figure 1-a), which can be explained by both the lubricating action of the electrolyte as well as the repassivation and rupture cycles. This repassivation can be confirmed by the recuperation of the initial OCP value (Figure 1-b) after the load removal [11].



**Figure 3.** a) Coefficient of friction and b) OCP and COF for dry wear and tribocorrosion tests for Ti26Zr24Nb. Adapted from [8].

Figure 4 displays the track morphology after the tests. The obtained worn volumes were very close for each tested condition, but the track profile with the presence of the electrolyte was less rough and wide than the one for the dry test. In addition, the former one displayed dark regions on the SEM image, perhaps related to the oxide formation promoted by the reactions between the alloy and the ions of the solution [12]. In both cases, abrasion and galling were observed, as well as material transfer to the ball. There was more debris formation for the dry test.



**Figure 4.** Track morphology after the wear and tribocorrosion tests for Ti26Zr24Nb. Adapted from [8]

#### 4. LUBRICANT PERFORMANCE EVALUATION

Ionic liquids can be promising lubricants in industry given their interactions with metallic surfaces, promoted by the presence of several functional groups within their structure, as well as their tunable viscosity. They tend to work out by thin film lubrication mechanism with important reduction of wear and of lubricant consumption, which can be interesting in metal forming industry, with the advantage of lower toxicity when compared to many commercial lubricants [13-15]. Among the promising ionic liquids, we have worked with different structures of protic ionic liquids with anion chain length variation, which impacts on viscosity and on the wear response of aluminum 1100 – steel contacts. For the measurements, sliding test was conducted in the CETR tribometer, employing a ball (diam. 4.76 mm), applying 0.5 N, 1 Hz frequency and 2 mm stroke length for a sliding distance of 7.2 m. Track profiles were obtained using a Bruker Controur GT-K interferometer.

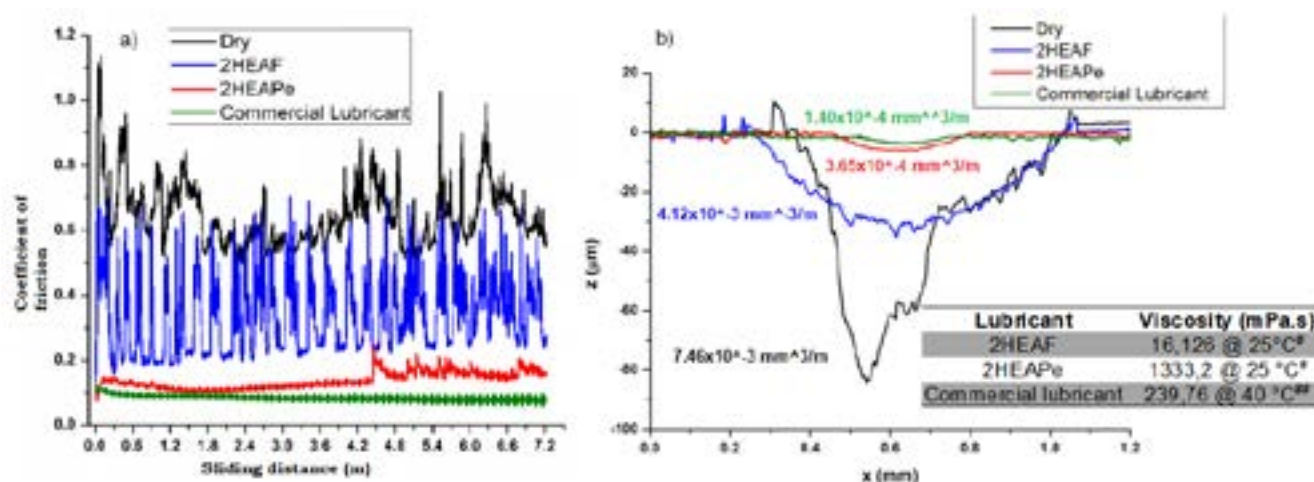
Figure 1 displays the COF results and the track morphology of one- and five-carbon atoms (2HEAF and 2HEAPe) vs. dry condition and using a commercial lubricant. Viscosity increased in one order of magnitude with the difference of the carbon chain length and this parameter impacted hugely on the performance. COF was low and very stable with 2HEAPe and the commercial lubricant, meanwhile 2HEAF and dry system developed important oscillation in COF values with higher mean values (Figure 5-a). The increase of the anion chain length yielded with the increase of viscosity the reduction of COF. However, 2HEAPe layer broke after 4.2 m and promoted instability [16].

In addition, track profiles appear in Figure 5-b) and confirm what was observed in Figure 5-a): less wear was consequence of the lower COFs. 2HEAPe and the commercial lubricant promoted the lower wear rates, with one order of magnitude of difference compared to 2HEAF and the dry condition. The dry condition and 2HEAF developed adhesion and abrasion in mixed wear mechanism, with formation of third body. On the other hand, 2HEAPe and the commercial lubricant, with similar performances, prevented the adhesion between the bodies and only abrasion was observed, promoted by the ball. The ball indentation was smooth for the latter case compared to the former one [16].

Another factor that can influence on the ionic liquid performance as lubricant is the cation structure. Aiming to evaluate this feature, tests were conducted with higher viscosity, oleate-based ionic liquids with ammonium-based cations: 2HEAOI, BHEAOI and m-2HEAOI. These ionic liquids present higher viscosity compared to the ones studied formerly. For the measurements, alumina balls were employed, and test time was 120 min; the other parameters were the same of the former tests. Another commercial lubricant was employed with viscosity in

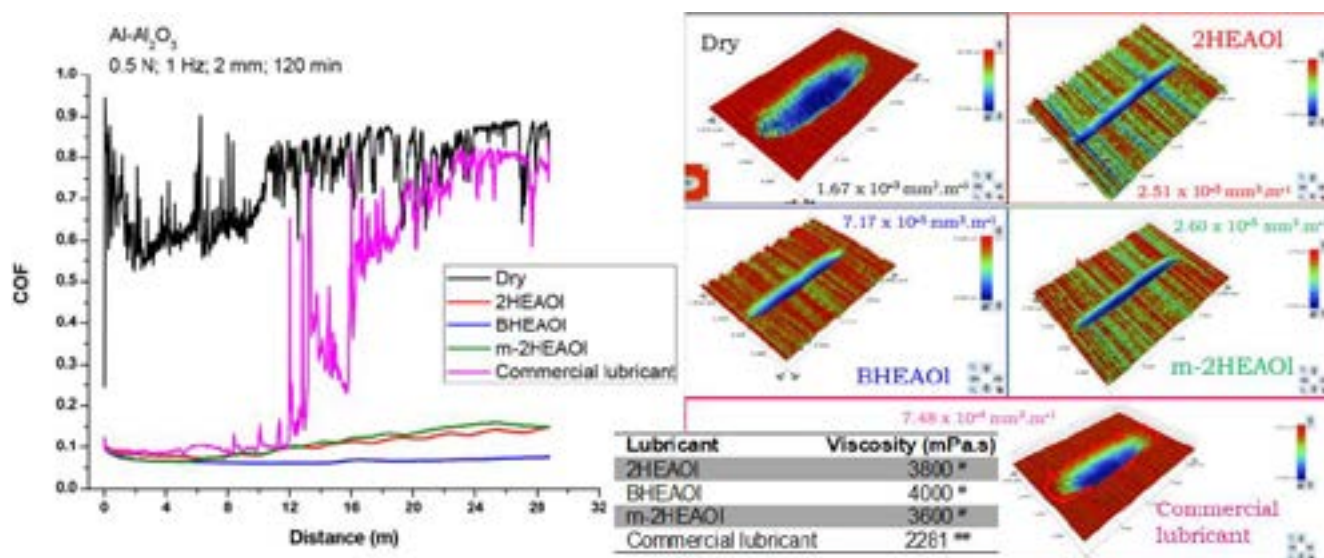


the same order as the oleate-based ionic liquids [17].



**Figure 5.** a) COF and b) track profiles for the wear test using ionic liquids 2HEAF and 2HEAPE and commercial lubricant. Aluminum 1100-steel contacts. Adapted from [16] with permission of the Editor.

Figure 6 displays the results of COF, the tracks and the viscosity values. Viscosities were higher than the shorter anion ionic liquids ones and promoted a better lubricity as observed by the diminution of the COF vs. the dry condition and, even the commercial lubricant. In addition, track morphologies of the aluminum lubricated with ionic liquids were smoother than the other studied conditions and presented lower worn volumes in one or two orders of magnitude.



**Figure 6.** COF and track images obtained with interferometer for the oleate-based ionic liquids. Adapted from [17].

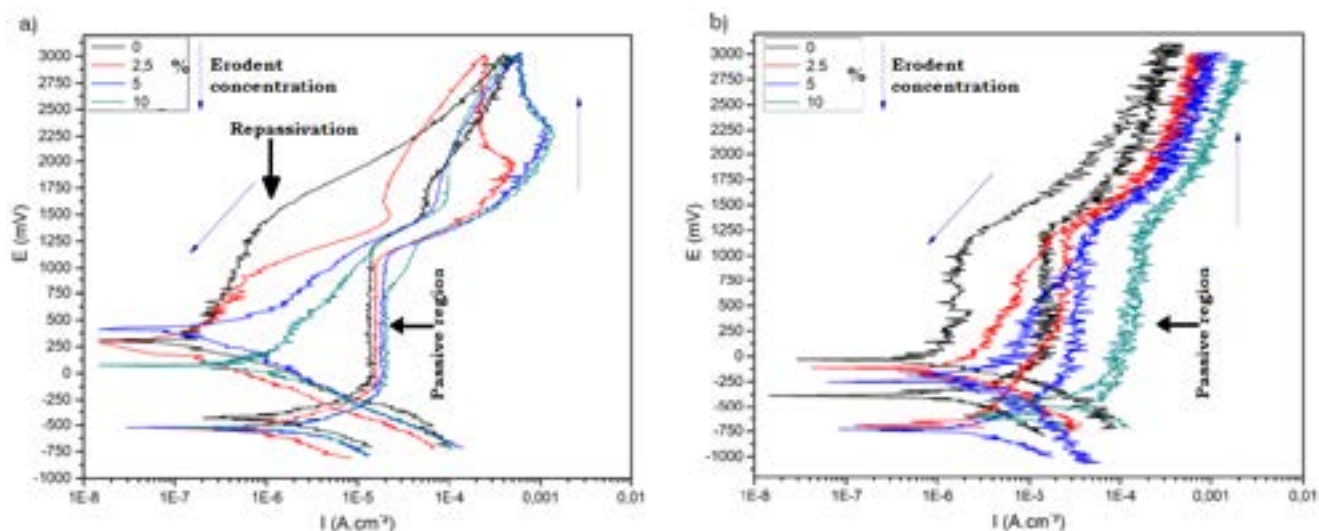
The involved wear mechanisms of the oleate-based ionic liquids are similar to those of the shorter chains: Due to their viscosity, they supported the load and avoided the adhesion between the contacts, being abrasion the predominant phenomenon. Among the ionic liquids, BHEAOI promoted the lowest and most stable COF; however, and contrary to what was expected, its worn volume was the highest. It can be associated to the different cation structure, maybe with important steric hindrance. Despite that the other PILs had promoted higher COF than BHEAOI the worn volumes were lower [17].

## 5. CORROSION STUDY OF THE PASSIVE LAYER OF TITANIUM UNDER EROSION

Commercially pure titanium (CP-Ti) is widely employed in applications where good mechanical strength and weight-resistance ratio are necessary, such as in equipment of power plants, where the material can experience erosion [18]. This phenomenon can disrupt the passive layer and originate corrosion damage to the material or component. Thus, it is important to study the behavior of the passive layer in the presence of both corrosion and erosion phenomena. For this study, an equipment for erosion adapted for electrochemical measurements,

developed by the LAPEC lab (patent deposit BR 10 2019 015849 2), was employed. This *in situ* electrochemical measurements allow determining the effects of erosion on corrosion behavior of CP-Ti [19]. Saturated calomel electrode was employed as reference electrode and a graphite bar as counter electrode for the electrochemical tests. Cyclic voltammetry curves were obtained between  $-715 \text{ mV}_{\text{SCE}}$  and  $3000 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ , at a rate of  $3.1 \text{ mV s}^{-1}$  in 0.5% NaCl solution with a concentration of erodent (silica particles, 250–500  $\mu\text{m}$ ) up to 10 wt%, stirred at  $4.2 \text{ m s}^{-1}$  and  $8.2 \text{ m s}^{-1}$  speeds.

Figure 7 displays the polarization curves obtained with the tested speeds and the erodent concentration variation. The higher speed yielded the decrease of the corrosion potential and current density at the anodic scan and diminished the passivation area, which can be related to the faster dissolution of the passivation layer. At the higher potentials but with speed of  $4.2 \text{ m.s}^{-1}$ , there was the initiation of a second passivation layer, maybe due to the formation of the corrosion product of the broken passive layer formerly existing, with stoichiometry variation. For both cases and during the cathodic scan, repassivation was observed, as indicated by the developed corrosion potential and lower corrosion current values [19].



**Figure 7.** Polarization curves at different erodent concentrations with stirring speed of a)  $4.2 \text{ m.s}^{-1}$  and b)  $8.2 \text{ m.s}^{-1}$ . Adapted from [19].

Despite both surfaces showed similar roughness, the samples presented the sanding lines coming from the sample preparation step but a bit lower with higher erodent percentage. Despite the capacity of erodent and of the process to enhance corrosion, the passive layer was not removed, and it maintained the protection against the attack of the medium [19].

## 6. CONCLUSION

As observed in the cases, wear tests can be determining to know a material before their final use in a component or structure. Wear tests can be conducted with *in situ* electrochemical measurements aiming to simulate a condition closer or worse than the real one, and to evaluate the material performance under those conditions that are usual in industry. In addition, wear tests can be important to several segments of industry, covering metal forming, lubricant formulation development, biomaterials and maintenance.

## ACKNOWLEDGMENT

The authors acknowledge the CAPES – PROEX – Process. 23038.000341/2019-71. M. R. Ortega Vega acknowledges CAPES for PNPd Fellowship (Grant 88887.463867/2019-00). C. F. Malfatti acknowledges CNPq (Grant No. 307723/2018-6).

## References

- [1] Benn AW. From the Minister of Technology. *Tribology* 1968, 1, 2.
- [2] Dawes M. Interview with H. Peter Jost. *Tribology* 1968,1, 35–7.
- [3] Jost HP, Schofield J. Energy Saving through Tribology: A Techno-Economic Study. *Proceedings of the*

Institution of Mechanical Engineers 1981, 195, 151–73.

[4] Stachowiak GW, Batchelor AW. Engineering Tribology. Butterworth Heinemann; 2005.

[5] Ramos LB, Simoni L, Mielczarski RG, Vega MRO, Schroeder RM, Malfatti C de F. Tribocorrosion and Electrochemical Behavior of DIN 1.4110 Martensitic Stainless Steels After Cryogenic Heat Treatment. *Mat Res* 2017, 20, 460–8.

[6] Berradja A, Bratu F, Benea L, Willems G, Celis J-P. Effect of sliding wear on tribocorrosion behaviour of stainless steels in a Ringer's solution. *Wear* 2006, 261, 987–93.

[7] Hilbert LR, Bagge-Ravn D, Kold J, Gram L. Influence of surface roughness of stainless steel on microbial adhesion and corrosion resistance. *International Biodeterioration & Biodegradation* 2003, 52, 175–85.

[8] da Silva FL, Antonini LM, Vega MRO, Aguzzoli C, de Fraga Malfatti C. A New Ternary Alloy Ti<sub>26</sub>Zr<sub>24</sub>Nb for Biomedical Application: Behavior in Corrosion, Wear, and Tribocorrosion. *J Bio Tribo Corros* 2020, 6, 86.

[9] Long M, Rack HJ. Titanium alloys in total joint replacement—a materials science perspective. *Biomaterials* 1998, 19, 1621–39.

[10] Hansen AW, Führ LT, Antonini LM, Villarinho DJ, Marino CEB, Malfatti C de F. The Electrochemical Behavior of the NiTi Alloy in Different Simulated Body Fluids. *Mat Res* 2015, 18, 184–90.

[11] Diomidis N, Mischler S, More NS, Roy M. Tribo-electrochemical characterization of metallic biomaterials for total joint replacement. *Acta Biomaterialia* 2012, 8, 852–9.

[12] Ureña J, Tspas S, Pinto AM, Toptan F, Gordo E, Jiménez-Morales A. Corrosion and tribocorrosion behaviour of  $\beta$ -type Ti-Nb and Ti-Mo surfaces designed by diffusion treatments for biomedical applications. *Corrosion Science* 2018, 140, 51–60.

[13] Santos D, Costa F, Franceschi E, Santos A, Dariva C, Mattedi S. Synthesis and physico-chemical properties of two protic ionic liquids based on stearate anion. *Fluid Phase Equilibria* 2014, 376, 132–40.

[14] Ortega Vega MR, Kunst SR, Torres Da Silva JA, Mattedi S, Malfatti C de F. Influence of anion chain length of protic ionic liquids on the corrosion resistance of API X70 steel. *Corrosion Engineering, Science and Technology* 2015, 50, 547–58.

[15] Ortega Vega MR, Baldin EK, Pereira DP, Martins MCS, Pranke P, Horn F, et al. Toxicity of oleate-based amino protic ionic liquids towards *Escherichia coli*, *Danio rerio* embryos and human skin cells. *Journal of Hazardous Materials* 2022, 422, 126896.

[16] 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. *Materials Research* 2017, 20, 675–87.

[17] 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.

[18] Thomas R. Titanium in the geothermal industry. *Geothermics* 2003, 32, 679–87.

[19] Câmara Noronha L, Velho de Castro V, Ludwig GA, Moreira Schroeder R, de Fraga Malfatti C. Ti-Cp: Electrochemical Behaviour Under Slurry Erosion Wear. *J Bio Tribo Corros* 2020, 7, 8.





## 40<sup>th</sup> SENAFOR

24<sup>th</sup> International Forging Conference

23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming

Conference / 7<sup>th</sup> BrDDR Congress

10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

Centro de Eventos do Hotel Continental - Porto Alegre/RS

October 13-15, 2021

# Active Screen Plasma Nitriding with Post-Oxidizing using different gas mixtures in 4140 steel

Leonardo Fonseca Oliveira <sup>(1)</sup>

Alexandre da Silva Rocha <sup>(2)</sup>

Marcos Antonio Zen Vasconcellos <sup>(3)</sup>

## ABSTRACT

This paper presents the effect of active screen plasma treatment with different gas mixtures in the plasma nitriding followed by post-oxidizing, regarding the formation of the oxidized layer on 4140 steel samples. Active screen plasma nitrided (ASPN) and conventionally plasma nitrided (CPN) followed by post-oxidizing specimens were compared. The plasma nitriding treatments were carried out at 500 °C for 4 h with a gas mixture of N<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>-75:25. The Post-Oxidizing treatments were carried at 450 °C for 30 min, with gas mixtures of O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>-20:80 (literature suggested “ideal” parameters) and O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>-80:20 (only for the ASPN method). The treated samples were characterized by optical microscopy, Vickers microhardness profile and grazing incidence XRD. The CPN specimens developed thin compound layers whereas the ASPN parts developed only the nitrided diffusion zone. Both CPN and ASPN parts with similar treatment parameters presented hardened layers with similar depths. Increasing the O<sub>2</sub> concentration in the post-oxidizing step seems to degenerate the nitrided layer, decreasing the hardened depth. X-ray analysis revealed the formation of ε and γ' nitrides in all nitrided specimens. The literature suggested “ideal” parameters with CPN process developed the expected oxidized layer with Magnetite-only oxide. The “ideal” post-oxidizing parameters are not adequate for the active screen process, as little to no oxide was developed. Increasing the O<sub>2</sub> content on the post-oxidizing step promoted the formation of an outermost oxidized layer with both Magnetite and Hematite oxides. It is expected that a gas mixture with O<sub>2</sub> content between the investigated thresholds (20~80%) can develop the desired Magnetite-only oxidized layer with the active screen method.

**Key words — Active Screen, Plasma Nitriding, Post-Oxidizing, 4140 steel.**

<sup>(1)</sup> MSc.; Laboratório de Transformação Mecânica – Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LdTM-UFRGS), Brasil, leonardo.fonseca@ufrgs.br;

<sup>(2)</sup> Prof. Dr.; Laboratório de Transformação Mecânica – Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LdTM-UFRGS), Brasil;

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Instituto de Física – Universidade Federal do Rio Grande do Sul (IF-UFRGS), Brasil.

## 1. INTRODUCTION

Plasma nitriding treatments are mainly used to promote hardness increase and wear resistance on steels [1]. In order to enhance the developed properties, a simple post-oxidizing step (which is easily employable in already existing plasma nitriding facilities) can provide significant advantages, such as friction coefficient reduction and elevated corrosion resistance [2–6]. To develop the hardened nitrided layer, in the Conventional Plasma Nitriding (CPN) method, the nitrided parts are subjected to elevated electrical potentials unleashing several undesired phenomena (such as the edge effect, hollow cathodes, and arcing) that hinders the quality of the nitrided layers [7]. The Active Screen Plasma Nitriding (ASPN) is a method developed to avoid several intrinsic problems from the conventional plasma treatments. With the active screen, the treated samples are electrically insulated from the plasma voltage, being placed inside a steel screen structure which is subjected to the plasma discharge. The active species formed near the screen structure can travel to the specimens' surfaces to develop the hardened nitrided layers [8–11].

To achieve enhanced surface properties, in both nitriding and post-oxidizing processes, several treatment parameters such as temperature, gas mixture and processing time must be chosen and controlled carefully. Suitable nitriding parameters for the 4140 steels are published in literature [12–14]. For the post-oxidizing process, several authors point out the ideal treatment parameters as: temperature of 450 °C, a gas mixture of O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub> in a concentration of 20:80 vol.% and processing time of 30 min. These parameters were applied in those work to develop a compact Magnetite oxide layer which showed the best performance in tribological tests [5, 15–18].

At the literature, only the conventional nitriding process was used, and to our knowledge there is no published study reporting nitriding followed by post-oxidizing using the active screen treatment. Since the active screen method modifies the treatment kinetics [8–10, 19–25], the results achieved through the conventional method may not be replicable in active screen treatments, justifying the importance to investigate the results using this method.

In this study, duplex treatments of plasma nitriding followed by post-oxidizing were investigated. The treatments were carried out applying ideal parameters suggested in the literature but using different gas proportions of O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub> within the post-oxidizing stage. The treated samples were analyzed by optical microscopy, microhardness profile and grazing incident X-Ray diffraction.

## 2. MATERIALS AND METHODS

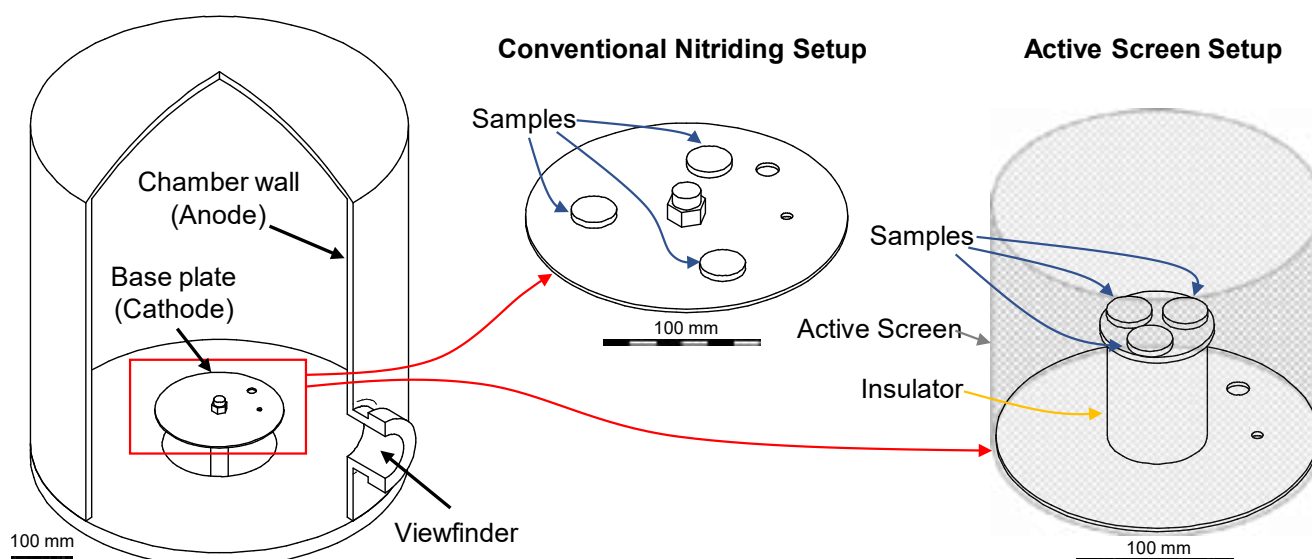
Disc shaped 4140 steel samples (composition is presented in Table 1) with 25 mm of diameter and 6 mm of height were used. These samples were previously oil quenched (from 870 °C) and tempered (at 540 °C). Before the plasma treatments the samples were ground using silicon carbide sandpapers in running water (with grit size sequence: 100, 220, 400, 600 and 1200 *mesh*), then polished with 3 μm grain size diamond paste. Prior to each treatment the samples were ultrasonic cleaned for 10 min in isopropyl alcohol and then in acetone.

**Table 1:** Chemical composition of the 4140 steel samples.

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Fe</b>
Wt. %	0.42	0.77	<0.01	<0.01	0.21	1.00	0.15	Bal.

The surface plasma treatments were carried with and without the active screen in a bell-shaped stainless-steel vacuum chamber. For the conventional treatments, the samples were placed directly in the cathodic base plate. For the active screen treatments, the active screen was placed in the cathodic base plate, while the samples were placed inside the screen, in an electrically insulated sample holder (samples were kept in a floating electrical potential). Further details of the equipment can be seen in Figure 1.

## Plasma Nitriding Equipment



**Figure 1:** Plasma nitriding equipment and the different nitriding setups illustration.

The plasma discharge power supply was a rectified sine wave source (DC), with 120 Hz and variable power output. The samples heating was achieved solely by the plasma discharge. The treatment parameters are displayed in Table 2.

**Table 2:** Samples denomination and treatment parameters.

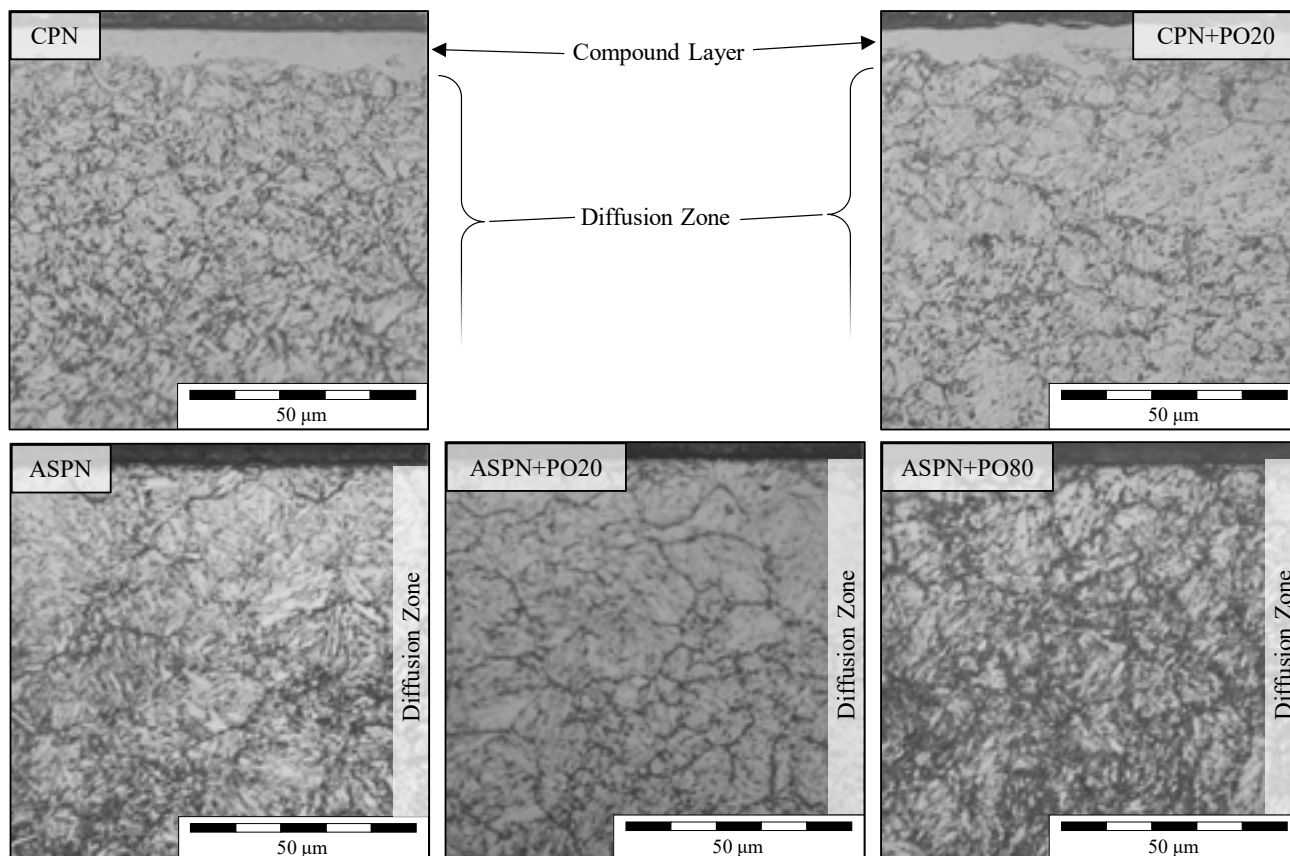
Sample name	Treatment category	Nitriding parameters			Post-Oxidizing parameters		
		Duration [h]	Temp. [°C]	Gas Mix. [N <sub>2</sub> :H <sub>2</sub> ]	Duration [h]	Temp. [°C]	Gas Mix. [O <sub>2</sub> :H <sub>2</sub> ]
Not Nitrided	-	-	-	-	-	-	-
CPN	Conventional	4	500	75:25	-	-	-
ASPN	Active Screen	4	500	75:25	-	-	-
CPN+PO20	Conventional	4	500	75:25	0.5	450	20:80
ASPN+PO20	Active Screen	4	500	75:25	0.5	450	20:80
ASPN+PO80	Active Screen	4	500	75:25	0.5	450	80:20

To determine the developed nitrided and oxidized phases, samples were analyzed by grazing incidence X-ray diffraction (using the Bruker D8 Advance equipment), with the following parameters: 2° incidence angle, 25° to 90° 2θ scan, 0.06° step size, 4 s step time and Cu radiation ( $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$ ).

For the cross-section analysis, the nitrided samples were cut using a low-speed diamond blade, then mounted in phenolic resin, gradually ground in running water sandpaper (100 to 1200 *mesh*) and polished with 3  $\mu\text{m}$  diamond paste. The polished mounted samples were analyzed by a Vickers microhardness durometer, and microhardness profiles were determined using a load of 100 gf. For optical microscopy analysis, the polished mounted samples were etched with 2% Nital solution.

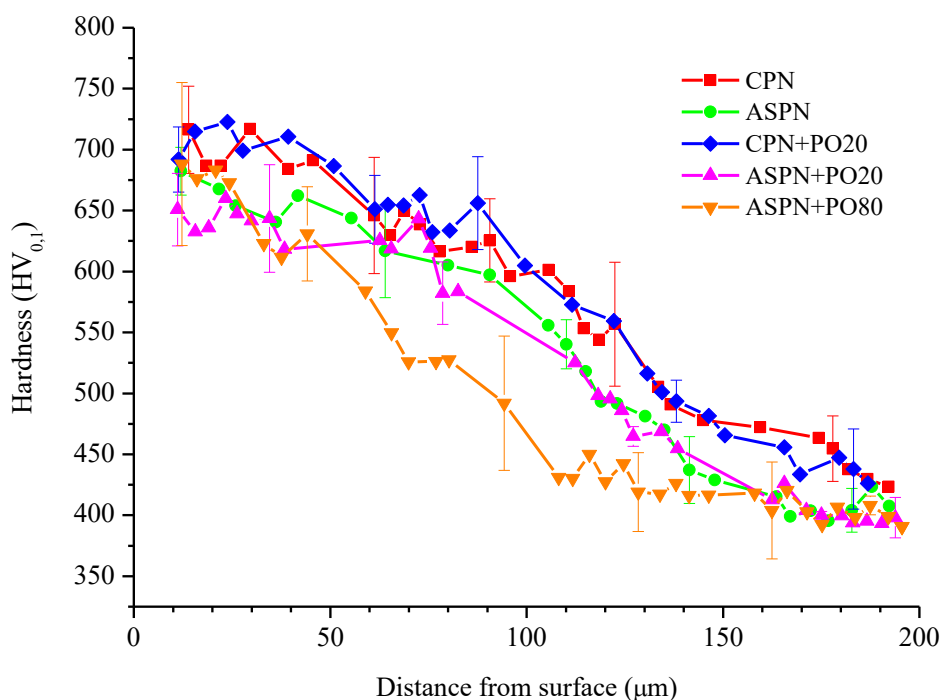
### 3. RESULTS AND DISCUSSION

Figure 2 shows optical micrographs of the cross-section of the samples etched with Nital 2%. The main difference between samples is the formation of a compound layer  $\approx 7 \mu\text{m}$  deep on top of the CPN parts, whereas no compound layer was found in the ASPN ones.



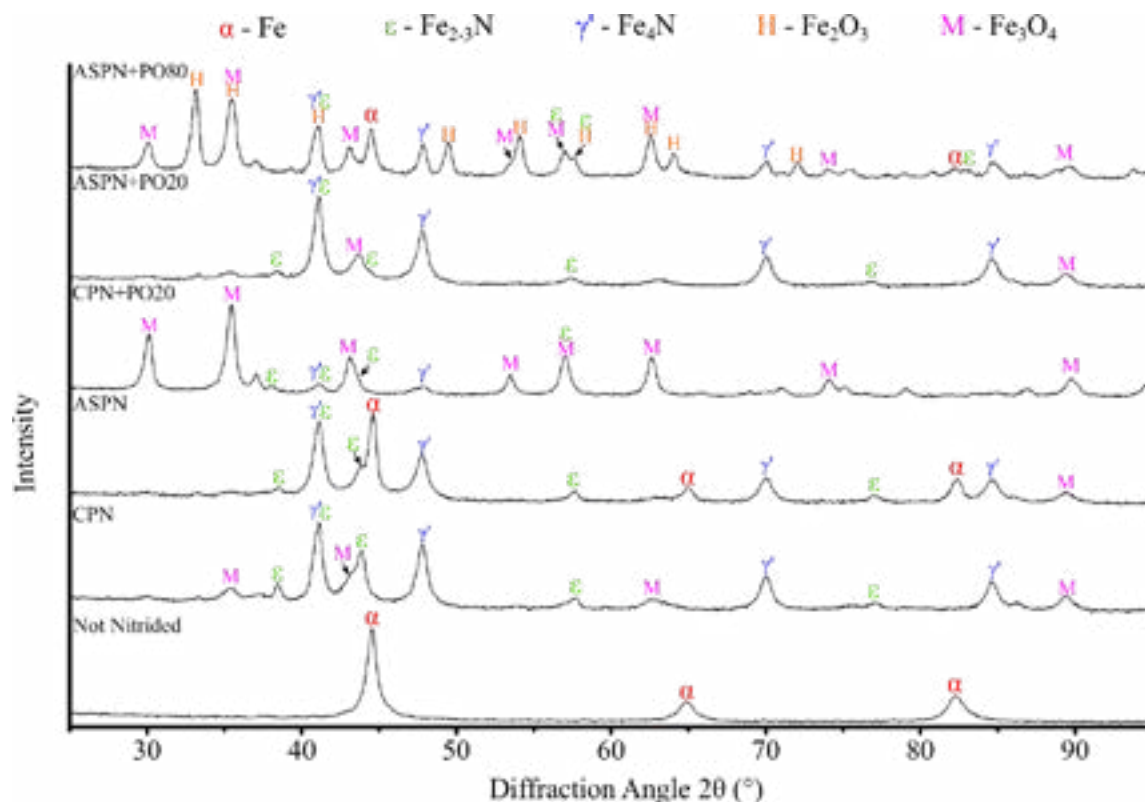
**Figure 2:** Cross-section optical micrographs of the nitrated samples the different treatment conditions.

Figure 3 shows the hardness profile of the treated samples. The nitriding stage of the duplex treatment seems to be the main responsible for the hardness behavior. Since this step in the whole process uses the same parameters for the various treatments, similar hardness profiles are observed. Both CPN and ASPN processing with similar treatment parameters presented hardened layers with similar depths. However, increasing the O<sub>2</sub> concentration to 80 vol.% in the post-oxidizing treatment the hardness does not follow the same behavior as for the other samples and the high concentration of oxygen seems to degenerate the nitrated layer, in the ASPN+PO80 sample.



**Figure 3:** Microhardness profiles for the treated samples.

Figure 4 presents the grazing incidence X-ray diffraction patterns revealing the near surface phases in the samples up to a depth of around 3  $\mu\text{m}$ . The results revealed the formation of  $\epsilon$  and  $\gamma'$  nitrides in all treated samples. The literature suggested “ideal” treatment parameters carried CPN process developed the expected oxidized layer with Magnetite-only oxides. However, the “ideal” post-oxidizing parameters seems to not be suited for the active screen process, as little to no oxide were observed. For the ASPN process, increasing the  $\text{O}_2$  content (from 20% to 80%) on the post-oxidizing step was able to develop an outermost oxidized layer with both Magnetite and Hematite oxides.



**Figure 4:** Grazing incidence ( $2^\circ$ ) X-ray diffraction patterns of a Not Nitrided and treated samples in different conditions.

#### 4. CONCLUSIONS

In this study plasma nitriding treatments with a post-oxidizing step were carried in the conventional and active screen treatment setups in 4140 steel samples. Prior to this study no bibliography was found for the post-oxidizing duplex treatment using the active screen method. It was found that the same parameters for treatments in both methods can develop different results, as the absence of the compound layer in the active screen treated samples. Also, analysis showed that the literature suggested “ideal” post-oxidizing parameters were not adequate for the active screen process, as little to no oxide phase was developed. However, increasing the  $\text{O}_2$  content on the post-oxidizing step promoted the formation of an outermost oxidized layer with both Magnetite and Hematite oxides and a shallower hardened layer. It is expected that a gas mixture with  $\text{O}_2$  content between the investigated thresholds (20~80%) can develop the desired Magnetite-only oxidized layer with the active screen method.



## ACKNOWLEDGMENT

This study was supported by the Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES, Brasil), Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq, Brasil, Universal, 435795/2018-0 (Universal) e 308773/2018-7 (PQ)) and Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio Grande do Sul (FAPERGS, Brasil, process 17/2551-0001023-0).

## REFERENCES

- [1] Berg M, Budtz-Jørgensen C V., Reitz H, et al. On plasma nitriding of steels. *Surf Coatings Technol* 2000; 124: 25–31.
- [2] Lin C, Han L, Shih Y. The Surface Properties of Plastic Mold Steel Subjected to Nitriding Treatment. *Materials Transactions*, Vol. 54, No. 4 (2013) pp. 603 to 608.
- [3] Zlatanović M, Popović N, Bogdanov Ž. Formation of magnetite overlayer on nitrocarburized low-alloy steel by plasma postoxidation. *Surf Coatings Technol* 2004; 188–189: 307–313.
- [4] Mandkarian N, Mahboubi F. Effect of gas mixture of plasma post-oxidation on corrosion properties of plasma nitrocarburised AISI 4130 steel. *Vacuum* 2009; 83: 1036–1042.
- [5] Alsarani A, Altun H, Karakan M, et al. Effect of post-oxidizing on tribological and corrosion behaviour of plasma nitrided AISI 5140 steel. *Surf Coatings Technol* 2004; 176: 344–348.
- [6] Borgioli F, Galvanetto E, Fossati A, et al. Glow-discharge nitriding and post-oxidising treatments of AISI H11 steel. *Surf Coatings Technol* 2003; 162: 61–66.
- [7] Łępicka M, Grądzka-Dahlke M. Direct Current and Pulsed Direct Current Plasma Nitriding of Ferrous Materials a Critical Review. *Acta Mech Autom* 2016; 10: 150–158.
- [8] Gallo SC, Dong H. On the fundamental mechanisms of active screen plasma nitriding. *Vacuum* 2010; 84: 321–325.
- [9] Zhao C, Li CX, Dong H, et al. Study on the active screen plasma nitriding and its nitriding mechanism. *Surf Coatings Technol* 2006; 201: 2320–2325.
- [10] Alves C, de Araújo FO, Ribeiro KJB, et al. Use of cathodic cage in plasma nitriding. *Surf Coatings Technol* 2006; 201: 2450–2454.
- [11] Li CX, Bell T, Dong H. A study of active screen plasma nitriding. *Surf Eng* 2002; 18: 174–181.
- [12] Skonieski AFO, Santos GR dos, Hirsch TK, et al. Metallurgical response of an AISI 4140 steel to different plasma nitriding gas mixtures. *Mater Res* 2013; 16: 884–890.
- [13] Podgornik B, Vizintin J, Leskovšek V. Tribological properties of plasma and pulse plasma nitrided AISI 4140 steel. *Surf Coat Technol* 1998; 1: 454–460.
- [14] Pannoni FD, Pinedo CE. Comportamento à Corrosão do Aço AISI 4140 Nitretado sob Plasma em Diferentes Misturas Gasosa. *61° Congr Anu da ABM* 2006; 3580–3587.
- [15] Ebrahimi M, Sohi MH, Raouf AH, et al. Effect of plasma nitriding temperature on the corrosion behavior of AISI 4140 steel before and after oxidation. *Surf Coatings Technol* 2010; 205: S261–S266.
- [16] Shen H, Wang L. Oxide layer formed on AISI 5140 steel by plasma nitriding and post-oxidation in a mixture of air and ammonia. *J Alloys Compd* 2019; 806: 1517–1521.
- [17] Li Y, Wang L, Zhang D, et al. Improvement of corrosion resistance of nitrided low alloy steel by plasma post-oxidation. *Appl Surf Sci* 2010; 256: 4149–4152.
- [18] Díaz-Guillén JC, Alvarez-Vera M, Díaz-Guillén JA, et al. A Hybrid Plasma Treatment of H13 Tool Steel by Combining Plasma Nitriding and Post-Oxidation. *J Mater Eng Perform*. Epub ahead of print 2018. DOI: 10.1007/s11665-018-3669-z.
- [19] Ruset C, Ciuca S, Grigore E. The influence of the sputtering process on the constitution of the compound layers obtained by plasma nitriding. *Surf Coatings Technol* 2003; 174–175: 1201–1205.
- [20] Hubbard P, McCulloch DG, Doyle ED, et al. A fundamental contribution to a study of the active screen plasma nitriding process. *'Proceedings - 15th IFHTSE - Int Fed Heat Treat Surf Eng Congr 2006'* 2006; 174–179.
- [21] Ahangarani S, Mahboubi F, Sabour AR. Effects of various nitriding parameters on active screen plasma nitriding behavior of a low-alloy steel. *Vacuum* 2006; 80: 1032–1037.
- [22] Kovács D, Quintana I, Dobránszky J. Effects of Different Variants of Plasma Nitriding on the Properties of the Nitrided Layer. *J Mater Eng Perform* 2019; 28: 5485–5493.
- [23] Ichimura S, Takashima S, Tsuru I, et al. Application and evaluation of nitriding treatment using active screen plasma. *Surf Coatings Technol* 2019; 374: 210–221.
- [24] Lin K, Li X, Dong H, et al. Nitrogen mass transfer and surface layer formation during the active screen plasma nitriding of austenitic stainless steels. *Vacuum* 2018; 148: 224–229.
- [25] Aghajani H, Behrangi S. Active Screen Plasma Nitriding. In: *Plasma Nitriding of Steels*. Cham: Springer International Publishing, pp. 127–159.



# 40<sup>th</sup> SENAFOR

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

23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming Conference / 7<sup>th</sup> BrDDRG Congress

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

3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

## ESTUDO PARA O AUMENTO DA VIDA ÚTIL DE MOLDE DE FUNDIÇÃO SOB PRESSÃO DE ALUMÍNIO

De Oliveira, Luciano B. <sup>(1)</sup>  
ROCHA, Alexandre S <sup>(2)</sup>

### RESUMO

Os moldes utilizados no processo de fundição sob pressão de ligas de alumínio apresentam falhas catastróficas antes da vida útil planejada, gerando interrupções de produção e gastos com manutenções corretivas. O presente estudo identificou que aproximadamente 31% dos custos totais com manutenções são geradas por manutenções corretivas emergenciais, e que 80% das ocorrências de manutenções corretivas são geradas por trincas/quebras de componentes de moldes. Para identificação das fontes geradoras das trincas térmicas que frequentemente ocasionam em quebras durante produção foi utilizado o método ISHIKAWA para análise causa-efeito, as hipóteses apontadas no método como prováveis causas foram avaliadas e validadas utilizando componentes que apresentaram falhas catastróficas durante a produção. Com a análise de validação das hipóteses Ishikawa foi possível mensurar o impacto de cada modo de falha na redução da vida útil dos moldes. As conclusões foram que geometrias com concentradores de tensões reduzem a vida útil em 50%, também mostrou que aproximadamente 67% da vida útil é reduzida devido a falha no acabamento superficial e que 61,4% da vida útil em trabalho é reduzida por falhas no tratamento térmicos. As causas apontadas no método e validadas serviram como base para a realização de um lote controlado em um molde que recebeu quatro novos componentes, estes componentes foram construídos do mesmo bloco de material e receberam o mesmo tratamento térmico, apenas divergindo entre eles o tratamento superficial utilizado. Sendo utilizado em cada componente um tratamento superficial específico, sendo tratamento superficial de Nitretação a Plasma, Dúplex AlCrN, Dúplex TiAlN e Dúplex CrAlN. Nas avaliações do lote controlado foi possível afirmar que os tratamentos superficiais Dúplex Nitretação mais PVD aplicados em componentes utilizadas no processo de injeção sob pressão de ligas de alumínio retardam em 43% o surgimento de trincas térmicas dos componentes quando comparado ao componente do molde que recebeu somente o tratamento superficial de Nitretação a Plasma.

**Palavras-chave:** Vida útil, Ishikawa, Fundição Sob Pressão, Tratamento Superficial, PVD-Deposição física de Vapor, Nitretação a Plasma, Tratamento superficial Dúplex, Revestimento PVD, Trincas térmicas.

<sup>(1)</sup> Eng. Prod. Mecânico, Universidade do Vale do Rio dos Sinos, lucianobemardo\_16@hotmail.com

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Eng. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, alexandre.rocha@ufrgs.br

## ABSTRACT

The die used in the casting process of aluminum alloys usually presents catastrophic failures before the planned tooling lifespan, leading to production interruptions and corrective maintenance expenses. The present study identified that approximately 31% of the tooling total maintenance costs comes from emergency corrective maintenance, and that 80% of this specific occurrences derive from cracked/broken components. In order to identify the thermal crack source generation, which frequently cause breakage during production, the ISHIKAWA method was used for cause-effect analysis, and all the hypothesis pointed out in the method as probable cause were evaluated and validated using catastrophic failed components during production. With the Ishikawa hypothesis validation assessment, it was possible to measure the impact of each failure mode in the reduction of components lifespan during production. The conclusions shows that geometries with stress concentrators reduce the service life by 50%, that approximately 67% of the service life is reduced due to a failure in the surface finish and also, 61,4% of the working life is reduced by failures in the heat treatment. The causes pointed out and validated by the evaluation method, were taken as the basis for the production of a controlled batch in a tool that was assembled four different components, which were built from the same material block and received the same heat treatment, only diverging the surface treatment used among them. Each component received a specific surface treatment: Plasma Nitriding, Dúplex AlCrN, Dúplex TiAlN and Dúplex CrAlN. The evidence of the controlled batch made it possible to state that the nitriding treatments plus PVD applied on components used in the pressure injection process of aluminum alloys slows the initiation of thermal cracks in the components by 43% when compared to the mold component which contains only the plasma nitriding surface treatment.

**Key words - Lifespan; Ishikawa; High pressure die casting; surface treatment; PVD- Physical Vapour Deposition; Plasma nitriding; Duplex surface treatment; PVD coating, Thermal Fatigue Cracking.**

## 1. INTRODUÇÃO

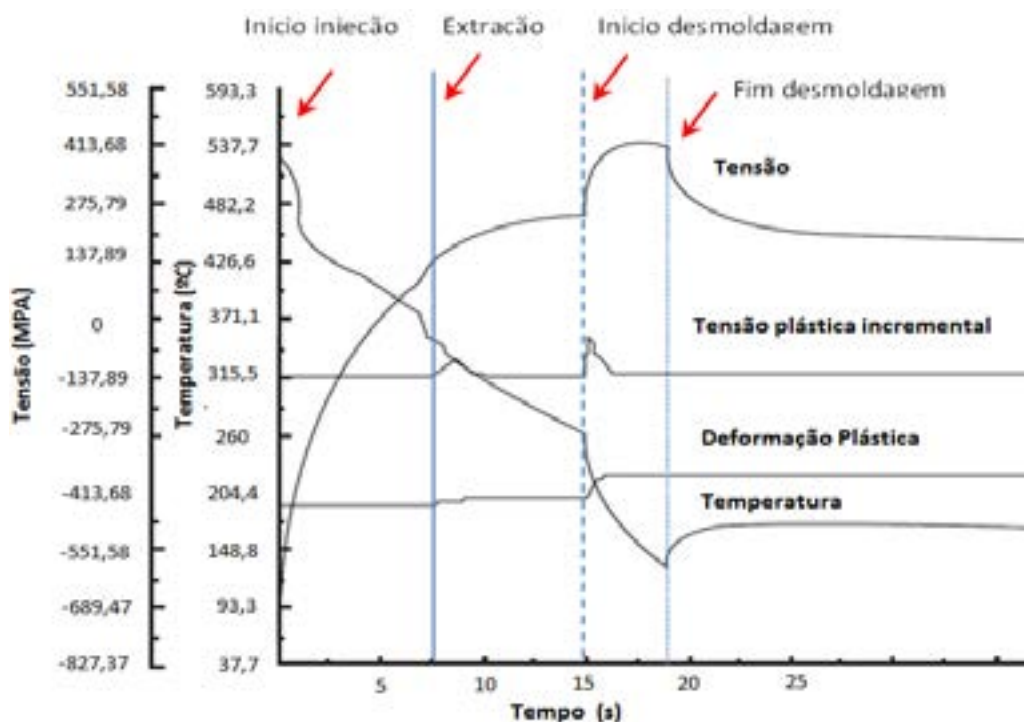
O processo de fundição sob pressão, FSP, consiste no preenchimento rápido de moldes metálicas com altas velocidades de injeção, proporcionadas pelo deslocamento mecânico de um pistão que direciona o metal líquido para o interior do molde por meio de um sistema de canais previamente dimensionados [1]. Após o tempo de solidificação o molde é aberto e removido a peça fabricada, após remoção da peça é aplicado o spray lubrificante (desmoldagem) à superfície do molde.

O processo utilizado na fundição sob pressão reduz drasticamente a vida útil dos moldes de injeção sob pressão, pois contribuem na geração de tensões termomecânicas e interações químicas entre o molde e o metal fundido [2]. O processo de aquecer e resfriar a superfície do molde cria tensões de compressão e tração (Figura 2), onde a tensão de compressão é gerada no momento que o metal fundido entra em contato com a face do molde, ela ocorre devido a temperatura da face se elevar criando gradientes de temperatura entre a face e o núcleo do inserto mais frio. A tensão de tração ocorre nos primeiros cinco segundos do ciclo de injeção e tem seu pico no momento da desmoldagem, a tensão de tração próxima à superfície do molde é gerada devido a contração da superfície mais fria ser restringida por material adjacente em temperatura mais alta. Estas oscilações de tensões de compressão e tração na superfície do molde dá início a trincas térmicas [3], apresentada na Figura 1.

**Figura 1: Trinca Térmica**



Fonte: Autor (2021)

**Figura 2:** Comportamento das tensões de tração e compressão face do molde

Fonte: Adaptado de Butler e Schwam (2017)

As principais causas de falhas nos moldes são: fadiga térmica, aderência de alumínio à matriz, corrosão e erosão [4].

Dentre as principais causas de falha podemos citar a fadiga térmica como grande fonte geradora de custos com manutenções corretivas em matrizes [5]. Aliada a fadiga térmica também existem outros fatores que contribuem para a propagação de trincas e consequentemente a redução de vida útil de moldes, a falta de acabamento superficial da matriz acelera a redução de vida útil devido ser uma fonte de acúmulo de tensões e pode influenciar na propagação das trincas [6]. Moldes com baixa rugosidade superficial têm um grande impacto na redução das concentrações de tensões.

Assim como o acabamento superficial, o processo de tratamento térmico é tão importante quanto a escolha do aço para um bom desempenho do molde em produção. O tratamento térmico adequado ao aço pode reduzir as trincas por fadiga térmica, pois as trincas por fadiga térmica são reduzidas consideravelmente utilizando temperaturas de austenitização que permitam a máxima quantidade de carbonetos em solução sólida na austenita, e aliada a uma rápida taxa de resfriamento na têmpera [7].

Para identificar as causas responsáveis pela redução de vida útil de moldes utilizadas no processo de fundição sob Pressão foi realizado análise Ishikawa, o método visa identificar a causa geradora da falha prematura ocorrida em produção. Após validação das causas geradoras da falha em moldes por surgimento de trincas térmicas foi construído quatro novos componentes fabricados do mesmo material e receberam o mesmo tratamento térmico, apenas divergindo entre eles o tratamento superficial aplicado. Os tratamentos superficiais utilizados foram de Nitretação a Plasma e os tratamentos superficiais Dúplex AlCrN, Dúplex TiAlN e Dúplex CrAlN.

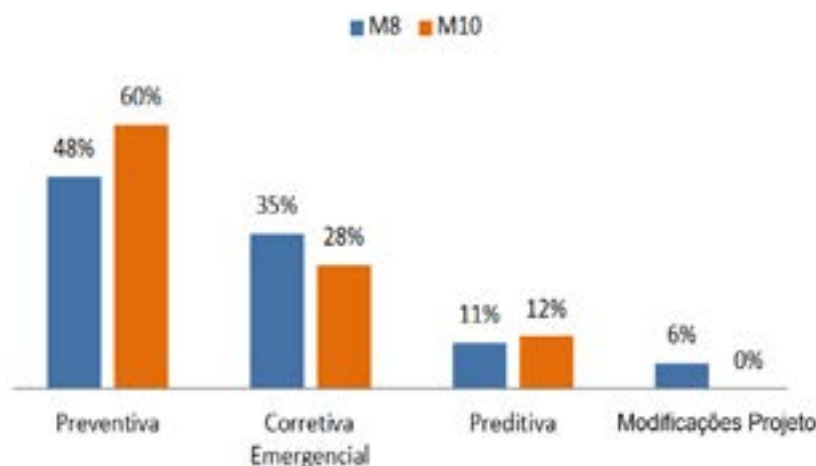
Os componentes novos do molde que receberam o tratamento superficial de Nitretação a Plasma e os tratamentos superficiais Dúplex foram avaliados durante um lote controlado de 20.000 ciclos. Após conclusão do lote controlado foi possível identificar o melhor tratamento superficial para retardo do surgimento da trinca térmica, com a identificação do melhor tratamento superficial foi construído um novo componente seguindo os mesmos critérios definidos em projetos dos componentes anteriores e acompanhado novo lote até surgimento da primeira trinca térmica ocorrida no molde. Com o novo lote controlado utilizando o melhor tratamento superficial é possível comparar entre eles o retardo para surgimento de trincas térmicas em moldes utilizados no processo de injeção sob pressão.

## 2. SITUAÇÃO PROBLEMA

Os componentes que compõem a matriz apresentam falhas catastróficas antes da inutilização do molde, assim gerando manutenções corretivas e gerando conseqüentemente custos elevados.

O Alto índice de manutenção corretiva emergencial durante produção gera custos não planejados e gera baixa eficiência em produção. Para visualização dos custos envolvidos foi necessária avaliação de dois moldes durante sua vida produtiva, os quais fabricam o mesmo produto e trabalham com o mesmo processo produtivo. Valores foram apresentados na Figura 3.

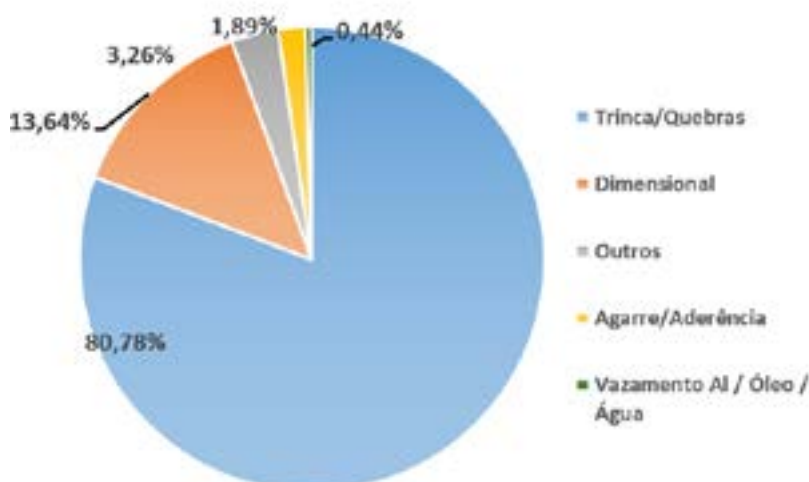
**Figura 3:** Representatividade dos custos com Manutenções



Fonte: Elaborado pelo autor (2020)

A média dos valores gastos com corretiva emergencial entre os moldes foi de 31,5% dos custos totais com manutenção, representa no caso estudado o valor de 60% do valor de uma nova ferramenta, estes valores não contemplaram o lucro cessante, ou seja, o lucro que a empresa deixou de ter durante o tempo em que a máquina ficou sem produzir. Dos 31,5% de manutenções corretivas foi identificado que aproximadamente 80,8% (Figura 4) das ocorrências com manutenção eram geradas por trincas e quebra de componentes.

**Figura 4:** Distribuição manutenção corretiva



Fonte: Autor

O objetivo do estudo apresentado é o aumento de vida útil por redução de trincas térmicas ocorridas em moldes utilizadas no processo de fundição sob pressão de alumínio. A vida útil dos moldes



é mensurada pela quantidade de ciclos que esta ferramenta consegue suportar até o momento da sua inutilização/sucateamento, atualmente utilizamos 200.000 ciclos (injeções) [3]. Mensurar os custos envolvidos com redução de vida útil de moldes é importante devido a justificar investimentos em tratamentos superficiais ou alterações de processo.

### 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1 Introdução

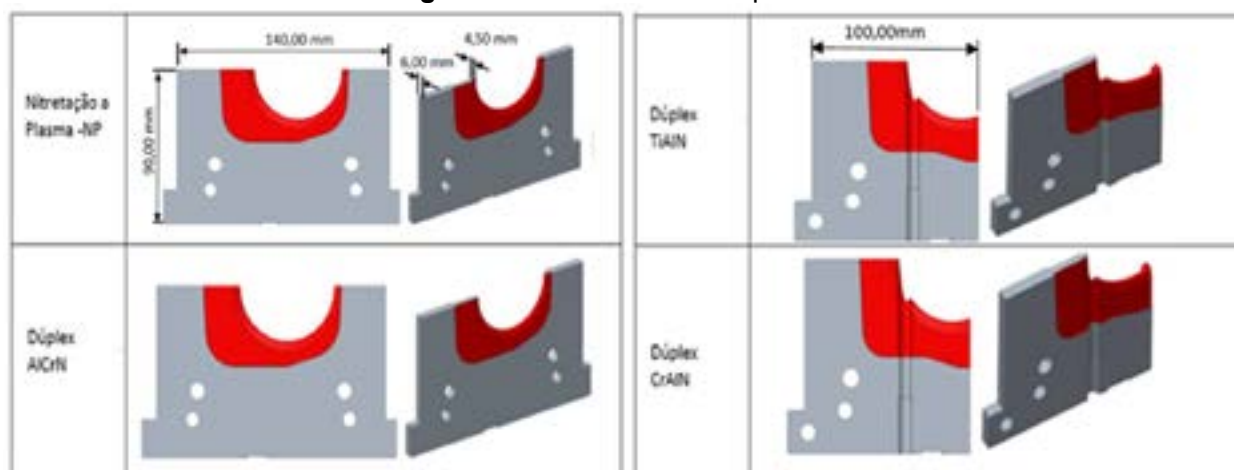
O método de análise utilizado para a identificação de prováveis causas responsáveis por redução de vida útil de moldes de injeção sob pressão foi o método causa efeito por meio de diagrama Ishikawa, onde todas as prováveis causas apontadas no diagrama que poderiam contribuir para a falha de fadiga térmica foram pontuadas e validadas.

Para validação das prováveis causas listadas no Ishikawa foi utilizado peças que compõe o molde e não atingiram a vida útil planejada durante produção. Estas peças fazem parte integrante do molde, ou seja, é um elemento que em conjunto com outras partes fazem a composição do molde de injeção, e por este motivo é denominada de componentes do molde neste trabalho. A finalidade de não utilizar o termo peça no trabalho foi devido dar a ideia de uma existência autônoma, ou seja, teria existência individual.

Realizada a análise Ishikawa foi possível conhecer cada modo de falha e sua representatividade na redução da vida útil do molde utilizado em fundição sob pressão, a análise teve como objetivo servir como guia durante a construção de novos moldes.

Após a identificação das causas que contribuem para o modo de falha apontados na análise Ishikawa foi construído quatro novos componentes do mesmo bloco de material e receberam o mesmo tratamento térmico, apenas divergindo entre eles o tratamento superficial aplicado. Os tratamentos superficiais que foram utilizados para mensurar os resultados para o aumento de vida útil foram o tratamento superficial de Nitretação a plasma e tratamento superficial Dúplex AlCrN, Dúplex TiAlN e Dúplex CrAlN. A geometria dos componentes e os tratamentos superficiais utilizados no estudo de aumento de vida útil é apresentado na Figura 5.

**Figura 5:** Geometria dos componentes

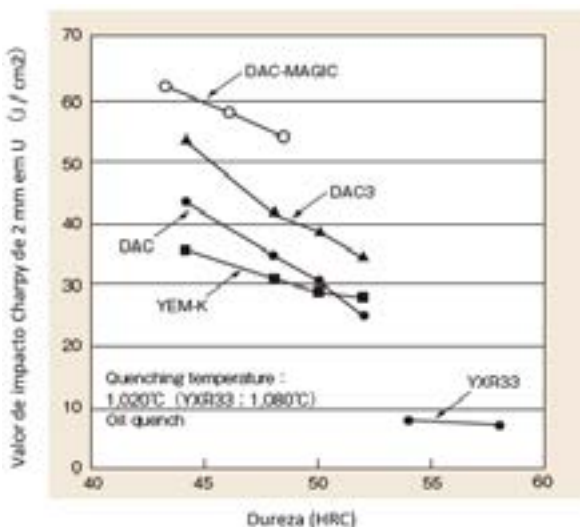


Fonte: Autor

#### 3.2 Material e tratamento térmico

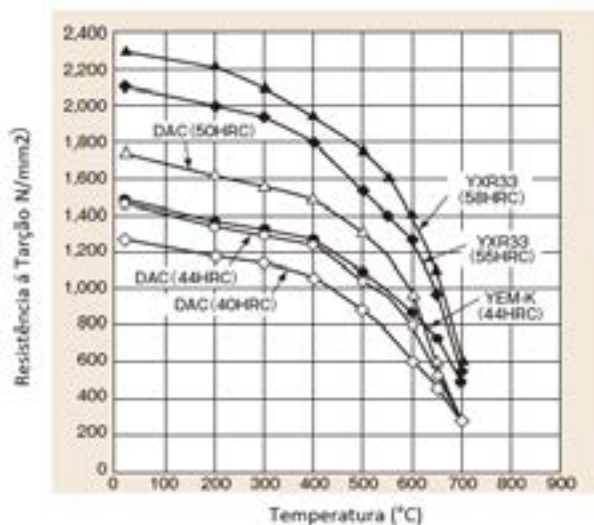
O material utilizado para a fabricação dos componentes do molde a ser estudado para redução de trincas térmicas foi o aço DAC Magic fornecido por Hitachi Metals, Ltd [8], o material tem como característica um alto desempenho no processo de fundição sob pressão devido a sua resistência e tenacidade a temperaturas elevadas, as características são apresentadas na Figura 6, Figura 7 e Figura 8.

**Figura 6:** Teste Charpy temperatura ambiente



Fonte: Hitachi Metals (2016, p. 7)

**Figura 7:** Resistência a tração em Temperatura Elevadas



Fonte: Hitachi Metals (2016, p. 7)

**Figura 8:** Características aço DAC MAGIC

Característica Material DAC MAGIC	Dureza HRC	Temperatura 20°C	Temperatura 200°C	Temperatura 400°C	Temperatura 600°C
Coefficiente de expansão térmica (Valor médio de 20 °C para cada temperatura)	45	-	11,3	12,3	13,1
Condutibilidade térmica (W/ (m · K))	45	25,7	30,9	34,8	35,8
Módulo de elasticidade (Gpa)	45	210	200	190	-

Fonte: Hitachi Metals (2016, p. 11)

O processo utilizado para construção dos componentes do molde é apresentado Figura 9, onde podemos citar como sendo a principal diferença quando comparada ao antigo fluxo é a inclusão do alívio de tensões após usinagem de desbaste e a atividade de polimento.

**Figura 9:** Roteiro de construção das ferramentas



Fonte: Autor (2020)

O alívio de tensão foi executado seguindo a recomendação do fabricante, o aço foi aquecido lentamente até a temperatura de 600°C, deixado nesta temperatura por duas horas e após resfriado no forno morosamente até temperatura de 430°C seguido de resfriamento em ar calmo.

A Têmpera também é uma parte importante para o processo e merece uma atenção especial quando o assunto é aumento de vida útil em moldes utilizadas no processo de injeção sob pressão de ligas de alumínio, para o material estudado a tempera foi realizada em forno a vácuo onde se utilizou três patamares até atingir a temperatura de austenitização de 1020°C. As temperaturas utilizadas estão descritas abaixo:

- O primeiro patamar, a temperatura de 540°C;
- O segundo patamar, a temperatura de 800°C;
- O terceiro patamar, a temperatura de 1020°C;

O processo de resfriamento após temperatura de austenitização foi realizado a vácuo utilizando gás nitrogênio sob pressão de 6 á 8 bar com taxa de resfriamento de 50°C/min no centro (meio massa).

O revenimento foi realizado logo após a tempera ainda com a ferramenta a quente conforme orientações do fornecedor, a temperatura utilizada foi em torno de 100°C a 150°C. Foram utilizados três revenimentos conforme descrito abaixo:

- O primeiro revenimento, a temperatura de 550°C durante 5 horas;
- O segundo revenimento, a temperatura de 580°C durante 4,5 horas;
- O terceiro revenimento, a temperatura de 610°C durante 4.0 horas;

A dureza planejada dos componentes do molde foi de 45-47 HRC, após ser atendido este requisito, as próximas etapas planejadas no fluxo de construção foi a usinagem de acabamento seguidas de polimento com especificação de RA 0,39 RZ 3,40 a 4,5.

Concluindo a etapa de construção cada componente do molde fabricado recebeu tratamento superficial distinto, sendo que um recebeu o tratamento superficial de nitretação à plasma realizado pela empresa Nitron, as outras três foram tratadas superficialmente com processo Dúplex realizado pela empresa Balzers Oerlikon. O tratamento Dúplex consistindo em nitretação a plasma mais aplicação de uma fina camada de revestimento a superfície, ambos realizados na mesma câmara a uma pressão  $3.0 \times 10^{-3}$ . Os revestimentos utilizados foram de Dúplex AlCrN, Dúplex TiAlN e Dúplex CrAlN com denominações comercial de Alcrona, Lumena, e Formera respectivamente

### 3.3 Ishikawa

Para análise causa efeito foi reunido um grupo de pessoas que atuam direta ou indiretamente com o processo de fundição sob pressão, tendo como objetivo montar o diagrama causa efeito para o problema de redução de vida útil. A quebra de moldes tem como principal causa a trinca térmica, entretanto os fatores que contribuem para seu surgimento devem ser mapeados para ser controlado, por este motivo é importante que o grupo seja composto por diferentes áreas de atuação, é indicado que o grupo seja composto por representantes da área de projeto de moldes, ferramenteiros de construção e manutenção como também áreas de produção e processo de fabricação.

Desta análise foram levantadas diversas hipóteses para redução de vida útil, sendo que dentre as hipóteses levantadas apenas sete prováveis causas foram pontuadas como mais representativas para redução de vida útil. As principais causas apontadas no diagrama causa efeito são hipóteses que devem ser validadas, para a validação das causas foi controlado a vida útil em produção para cada modo de falha apontado no Ishikawa e avaliado sua contribuição para falha de trincas térmicas.

### 3.4 Ensaios

#### 3.4.1 Composição Química Aço DAC MAGIC

Para a avaliação da composição química do material utilizado para confecção dos componentes dos moldes foi utilizado o equipamento Espectrofotômetro de Emissão Óptica: Modelo Spectromax, número de série 531 – Modelo: MMT1 – 00267 de acordo com a norma NET0079. A análise da composição química dos componentes do molde é apresentada na Figura 10. Lembrando que a composição química não é fornecida pela Hitachi Metals, Ltd.

**Figura 10:** Composição química Dac Magic

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V		
0,453	0,54	0,68	0,015	0,0005	5,49	2,73	0,7		
Fe	Ni	Al	Cu	Co	Ti	W	Sn	As	N
89,2	0,053	0,051	0,034	0,018	0,0043	0,0087	0,015	0,0029	0,012

Fonte: Autor (2020)

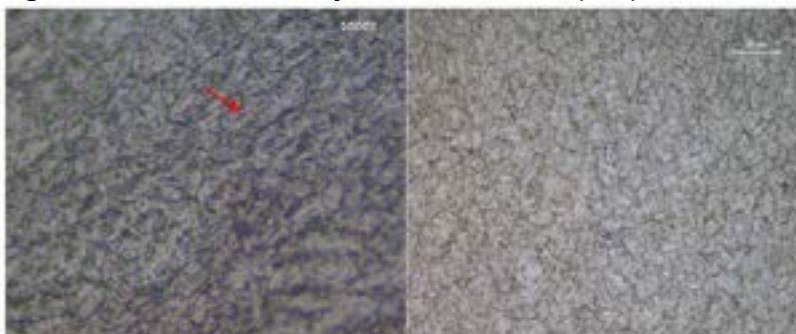
### 3.4.2. Análise metalográfica

O procedimento metalográfico foi realizado a fim de verificar a condição micro estrutural do substrato de aço, ou seja, núcleo do ferramental. A análise foi realizada com emprego de microscópio Óptico da marca Olympus GX-51 e microscópio digital Leica DM4000M com auxílio de software de imagem LAS.

Com a análise metalográfica do substrato após o tratamento térmico de têmpera e revenimento é possível observar a microestrutura, o objetivo da análise é avaliar a dispersão dos carbonetos no molde. O resultado desta análise de imagem pode ser visto na Figura 11, onde se observa uma estrutura refinada com martensita e carbonetos globulares.

A Microestrutura do aço está adequada ao esperado após o tratamento de têmpera e revenido. A dureza encontrada foi de 46,2 HRC, o valor está dentro do planejado em projeto de 45-47 HRC

**Figura 11:** Microestrutura aço DAC MAGIC, ataque químico Nital3%



Fonte: Autor (2020)

### 3.4.3 Micro dureza

As medições de micro dureza foram realizadas no final do lote controlado de 20.000 ciclos, o motivo de ser avaliado somente no final do lote é devido a ser um molde de produção com data planejada para sua produção. O gerenciamento dos prazos e atividades foram prejudicados devido a uma série de restrições de fornecimento de matéria prima e falta de mão de obra para realização das medições em laboratório, assim tornando mais ágil as medições no final do lote controlado. As medições de micro dureza foram realizadas em dois laboratórios, sendo um deles o laboratório metalúrgico da empresa onde o estudo foi realizado e a outra em laboratório metalúrgico de um prestador de serviço.

O ensaio utilizado para medições de micro dureza foi o ensaio de dureza vickers, este ensaio se baseia na medição da resistência que o material oferece a penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulos entre faces de 136°, sob uma determinada carga.

O durômetro utilizada para realização das medições foi da marca Mitutoyo modelo Durômetros Micro Vickers — HM-100 Série 810 – 810-125A, esta série de durômetros é adequado para realizar ensaios de dureza aplicando forças de ensaio muito pequenas (98.07mN ou 10gf). A máquina que faz o ensaio não fornece o valor da área de impressão da pirâmide, mas permite obter, por meio de um microscópio acoplado, as medidas das diagonais (d1 e d2) formadas pelos vértices opostos da base da pirâmide. A dureza Vickers é representada pelo valor de dureza, seguido do símbolo HV e de um número que indica o valor da carga aplicada, no trabalho atual foi utilizado a carga de 100gf.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Ishikawa

A análise Ishikawa apresentou diversas hipóteses para redução de vida útil, sendo que dentre as hipóteses levantadas apenas sete prováveis causas foram pontuadas como mais representativas para redução de vida útil.

Foram listadas na análise de causa efeito Ishikawa:

1. Geometria cantos vivos;

2. Rugosidade;
3. Tratamento térmico;
4. Falha nitretação;
5. Elevada temperatura da matriz;
6. Pré-aquecimento da matriz;
7. Excesso desmoldagem;

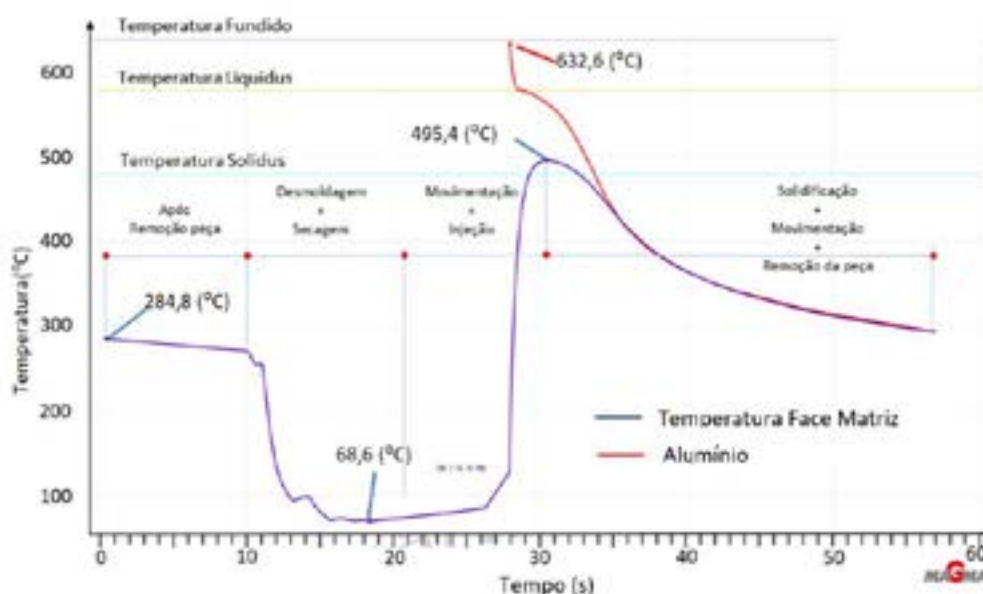
As potenciais causas apontadas no Ishikawa necessitaram ser validas, para esta etapa foi realizado testes de caracterização do defeito em componentes que apresentaram falhas prematuras em produção ou realizado testes onde foi avaliado o modo de falha apontado no Ishikawa e seu impacto na redução da vida útil.

Com este método de análise foi possível concluir que falta de geometrias robustas e com falta de concordância entre as geometrias do molde pode reduzir a vida útil em 50%. Esta redução de vida útil e devido principalmente a falhas de concepção do projeto, durante execução de construção do molde ou durante manutenções corretivas e preventivas. Ainda na avaliação de validação geometrias e concordâncias foi possível verificar que o fluxo planejado de construção não é planejado a realização do alívio de tensões após usinagens ou após processo de eletro erosão. A falta de alívio de tensões aliada a geometria e concordâncias inadequadas reduzem a vida útil de moldes utilizadas no processo de injeção sob pressão.

Outra causa validada como sendo uma grande responsável na vida útil é a falta de acabamento superficial nos componentes fabricados dos moldes, a falta de acabamento superficial é um facilitador na geração e propagação de trincas térmicas, no caso estudado representou uma redução de 67% da vida útil. Também apontada no diagrama causa efeito Ishikawa foi o tratamento térmico como sendo um dos grandes responsáveis para redução de vida útil. No estudo de caso foi possível validar que a falha no tratamento térmico representa uma redução de vida útil de 61,4%.

A avaliação do processo produtivo mostrou que existe um grande Delta de temperatura da face do molde no momento de contato da liga de alumínio fundida e o momento que ocorre a aplicação de desmoldagem, a variação de temperatura medida entre a máxima e a mínima temperatura ocorridas na face do molde foi de aproximadamente 427°C em um intervalo de tempo de 14 segundos (Figura 12). Podemos concluir que o processo produtivo imposto aos moldes utilizados no processo de injeção sob pressão é um fator relevante na redução da vida útil devido a favorecer o surgimento de trinca por fadiga térmica.

**Figura 12:** Curvas de temperatura processo injeção sob pressão



Fonte: Autor (2020)



Os pontos listados como prováveis causas no diagrama causa efeito Ishikawa relacionados a temperaturas de processo se avaliados individualmente podemos pontuar como alta para a influência da temperatura elevada da face de contato do molde na redução de vida útil, assim como alta a contribuição para redução de vida útil a falta de pré-aquecimento do molde antes do setup. O excesso de desmoldagem representa uma alta contribuição para redução de vida útil devido a baixar a temperatura de face do molde e assim gerando um aumento na tensão de tração, por este motivo a desmoldagem deve ser apenas o suficiente para criar uma película a superfície do molde.

#### 4.2 Marcas trincas térmicas no produto fabricado após 20.000 ciclos de injeção

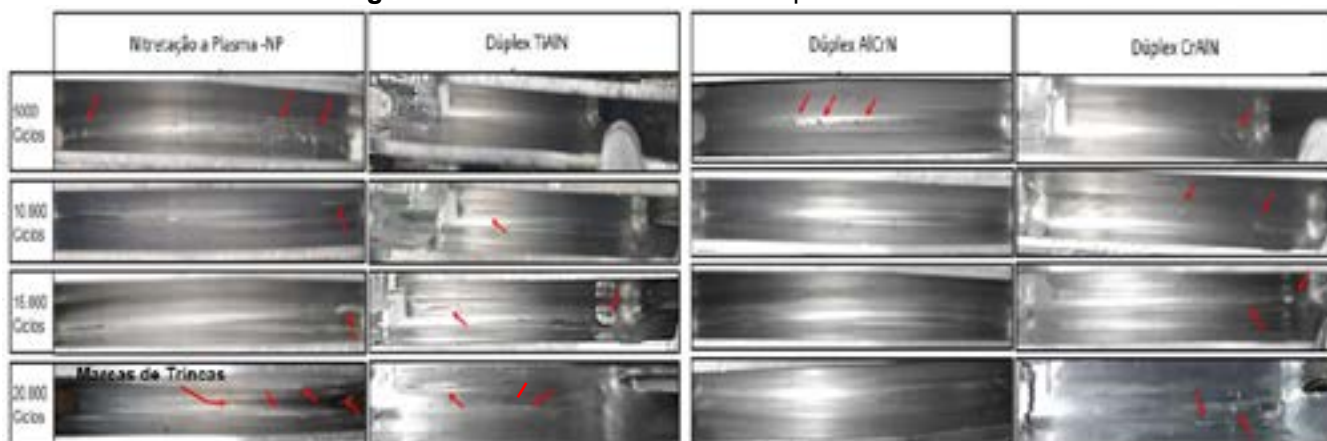
Avaliou-se o desempenho do tratamento superficial durante um lote de 20.000 ciclos dividido em duas etapas, na primeira etapa foi verificado a quantidade de marcas visíveis no produto fabricado gerado a partir do molde. A segunda etapa foi verificando as trincas térmicas ocorridas no molde, para esta avaliação o molde foi desmontado após conclusão do lote para verificar a quantidade de trincas térmicas ocorridas na superfície dos componentes que receberam tratamento superficial.

A Figura 13 apresenta os defeitos ocorridos no produto fabricado durante lote produzido, onde na parte superior da figura é apresentado o tratamento superficial aplicado, na lateral à esquerda é indicado o ciclo onde foi gerada a imagem do produto

O tratamento superficial de Nitretação à plasma apresentou uma pequena aderência de alumínio no componente nos primeiros 5.000 ciclos e se manteve até o final do lote, porém trincas térmicas visíveis no produto fabricado somente foram visíveis após 17.000 ciclos de injeção e aumentando seu tamanho até o final do lote planejado.

O tratamento superficial Dúplex TiAlN não apresentou trincas térmicas visíveis no produto até o final do lote, porém apresentou aderência de alumínio com aproximadamente 10.000 ciclos e se manteve até o final do lote. Para o tratamento superficial Dúplex AlCrN não foram localizadas trincas térmicas visíveis no produto durante o lote controlado e obtiveram-se bons resultados para a adesão de alumínio à superfície. O tratamento superficial Dúplex CrAlN também não apresentou trincas térmicas visíveis, mas apresentou pequenas adesões de alumínio no produto fabricado.

**Figura 13:** arcas de Trincas térmicas produto fabricado



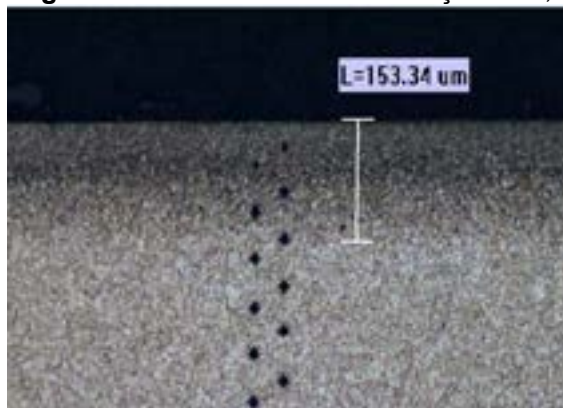
Fonte: Autor (2020)

#### 4.3 Avaliação tratamento superficial do molde após os 20.000 ciclos

Após final do lote controlado o molde foi desmontado e verificado a condição do componente do molde referente a condição do tratamento superficial e também avaliado a quantidade de trincas térmicas visíveis na superfície.

#### 4.4 Tratamento Superficial de Nitretação a Plasma

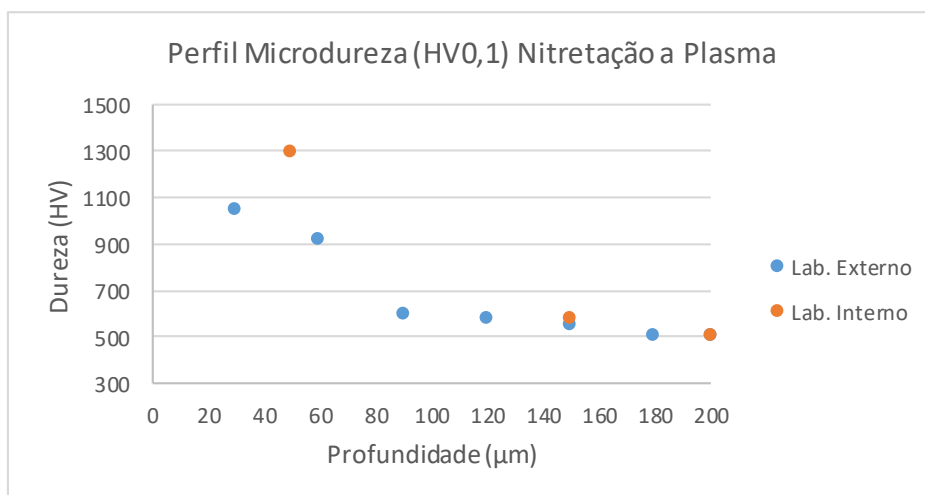
A Figura 14 mostra a zona de difusão da nitretação a plasma no aço Dac Magic. Não é observado a formação da camada de compostos na amostra, somente é visível a zona de difusão que se estende na direção do núcleo do substrato.

**Figura 14:** Zona de difusão Nitretação HV0,1

Fonte: Autor (2020)

As medições de micro dureza foram realizadas em dois laboratórios metalúrgicos diferentes. As medições realizadas dentro da empresa onde foi realizado o estudo foi chamada de laboratório interno e as medições de micro dureza realizadas por prestador de serviço foi chamado de laboratório externo.

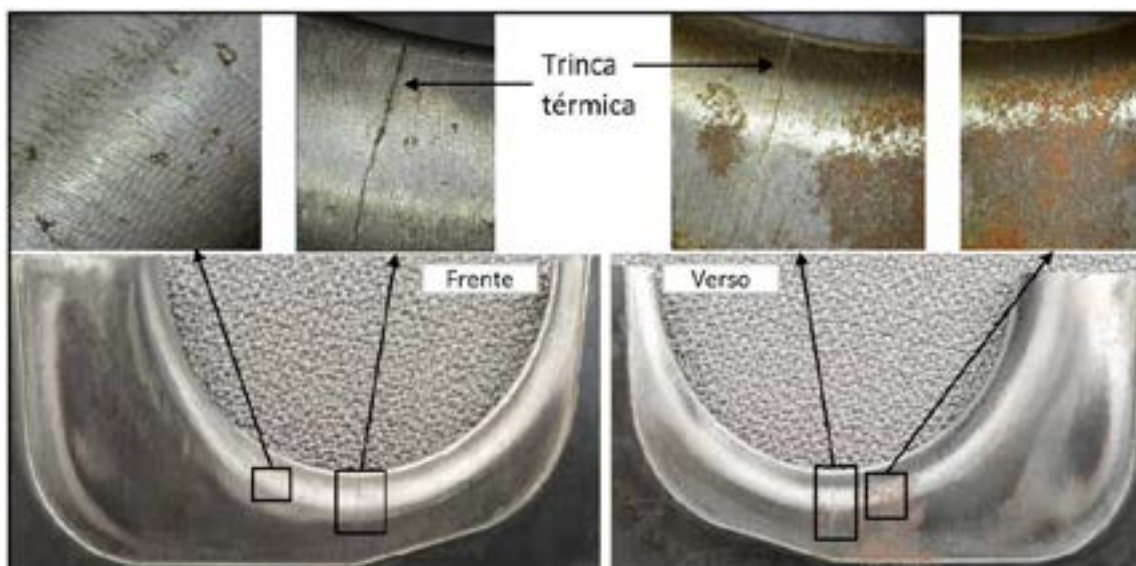
Os perfis de microdureza obtidos para os tratamentos de nitretação são apresentados na Figura 15. A máxima dureza obtida encontrada no laboratório interno foi de 1300HV0,1 medida a 50μm em relação a face onde ocorreu o tratamento superficial realizada. A máxima dureza encontrada no laboratório externo foi de 1050HV0,1 medida a 30μm em relação a face. A dureza máxima de nitretação se mantém na forma de um patamar, por uma extensão que corresponde aproximadamente a zona de difusão.

**Figura 15:** Perfil Microdureza Nitretação à Plasma HV0,1

Fonte: Autor (2020)

As primeiras marcas de trincas térmicas visíveis no produto fabricado ocorreram com 17.000 ciclos de trabalho, o esperado para este componente do molde que recebeu o tratamento superficial de Nitretação a Plasma é 100.000 ciclos.

A trinca térmica ocorrida no componente do molde é apresentada na Figura 16, a trinca gerada por fadiga térmica geralmente é vista como uma cadeia de pequenas trincas que no decorrer da utilização se torna um importante limitador da vida útil em trabalho do molde. Ainda é possível visualizar oxidação ocorridas na superfície do molde, a oxidação também é um fator significativo para redução de vida útil devido a contribuir para o início das trincas térmicas

**Figura 16:** Nitretação a Plasma

Fonte: Autor (2020)

#### 4.5 Tratamento Superficial Dúplex AlCrN

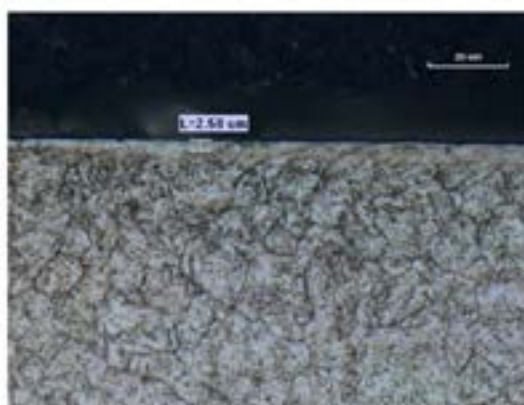
As medições de micro dureza realizadas no componente do molde que recebeu o tratamento superficial Dúplex AlCrN também foram realizadas em dois laboratórios metalúrgicos, os diferentes locais utilizados para medições de micro dureza receberam a mesma identificação utilizada na avaliação da Nitretação a Plasma.

A Figura 17 observa-se a zona de difusão identificada pela região escurecida a qual é mais atacada pelo reagente nital 3%, a zona de difusão visível foi medida com aproximadamente 45,8 $\mu$ m.

Na Figura 18 é possível verificar que a espessura do filme do revestimento foi de 2,5  $\mu$ m para o revestimento AlCrN. Também foi possível verificar que o filme apresentou espessura uniforme e sem falhas de cobertura sobre o substrato.

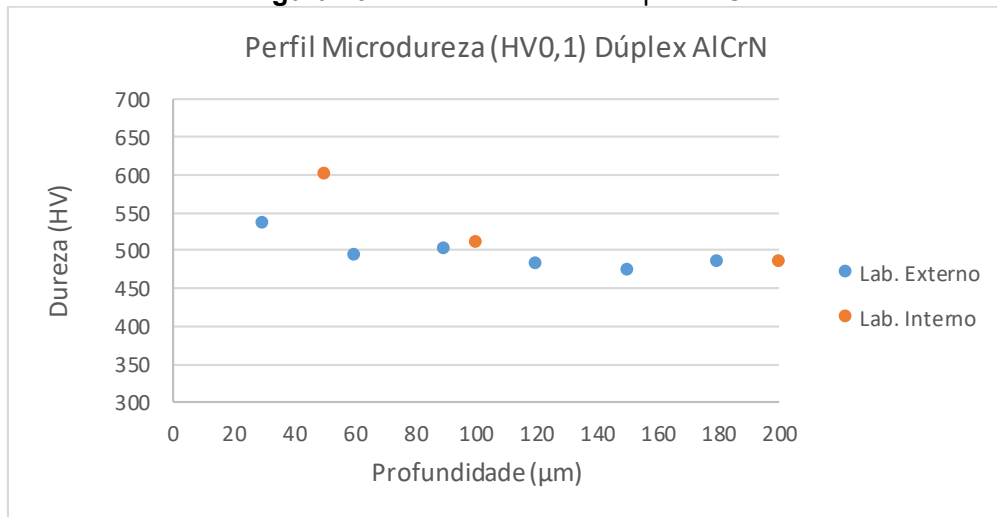
**Figura 17:** Espessura do revestimento AlCrN, 1000x

Fonte: Autor (2021)

**Figura 18:** Espessura do revestimento AlCrN, 1000x

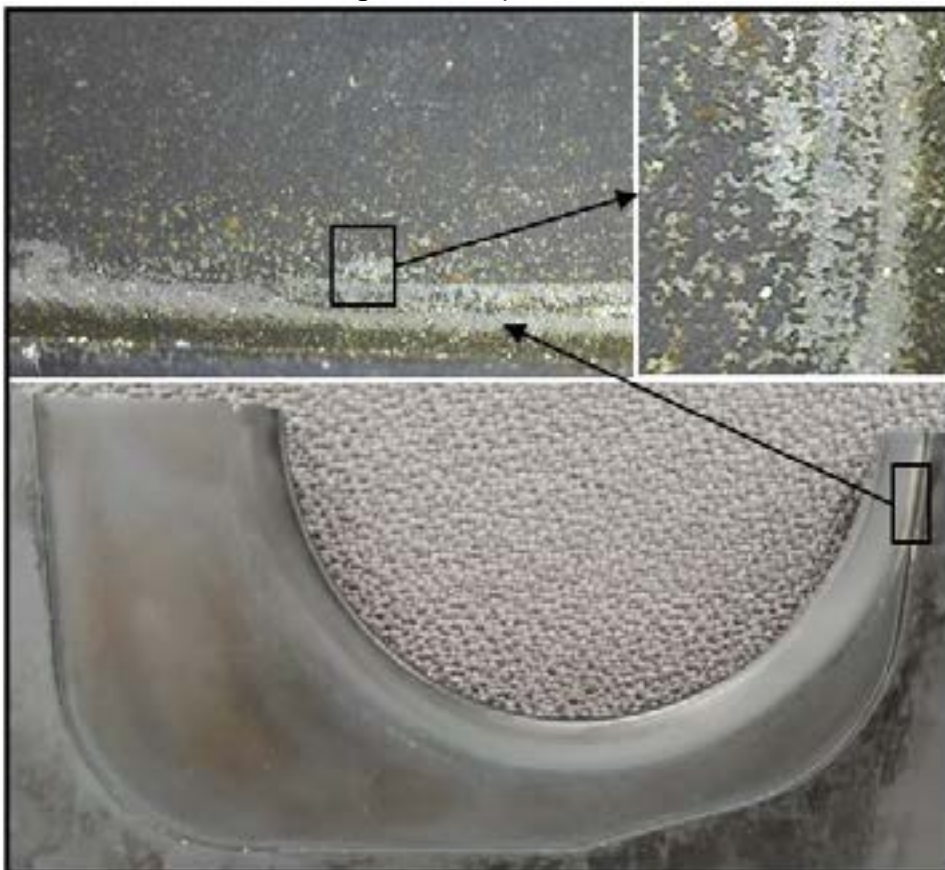
Fonte: Autor (2021)

Os perfis de microdureza obtidos para os tratamentos Duplex AlCrN é apresentada na Figura 19. A máxima dureza encontrada no laboratório interno foi de 601HV<sub>0,1</sub> medida a 50 $\mu$ m relação a face onde ocorreu o revestimento. Para as medições realizadas em laboratório externo foi encontrado a máxima dureza de 535HV<sub>0,1</sub> medido a 30 $\mu$ m em relação a face do revestimento.

**Figura 19:** Perfil Microdureza Dúplex AlCrN

Fonte: Autor (2020)

O componente do molde que recebeu o tratamento Dúplex AlCrN não apresenta trincas térmicas visíveis após conclusão do lote planejado de 20.000 ciclos, somente é possível visualizar na Figura 20 deslague do revestimento em uma pequena região do componente do molde. O deslague do revestimento ocorreu devido a marcas de ferramentas manuais que danificou o tratamento superficial.

**Figura 20:** Dúplex AlCrN

Fonte: Autor (2021)

#### 4.6 Tratamento Superficial Dúplex TiAlN

A Figura 21 observa-se a zona de difusão identificada pela região escurecida a qual é mais atacada pelo reagente nital 3%, a zona de difusão visível foi medida com aproximadamente 56,7 μm.



A espessura do filme TiAlN apresentada na Figura 22 foi de 2,5  $\mu\text{m}$ , conforme apresentado na análise metalográfica da superfície.

**Figura 21:** Zona difusão revestimento Dúplex TiAlN



Fonte: Autor (2021)

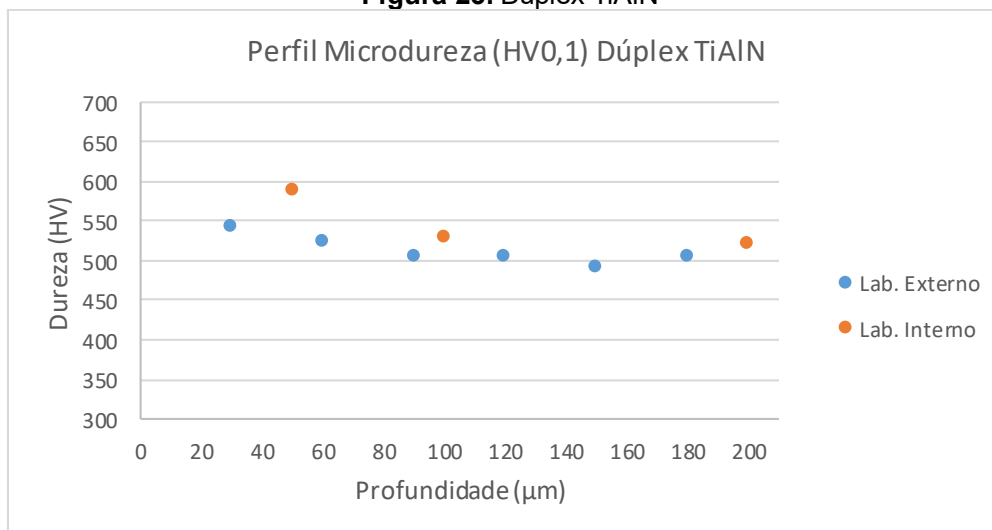
**Figura 22:** Espessura revestimento TiAlN, 1000x



Fonte: Autor (2021)

O perfil de microdureza obtidos para os tratamentos Duplex TiAlN é apresentada na Figura 23. A máxima dureza encontrada no laboratório interno foi de 591HV<sub>0,1</sub> medida a 50 $\mu\text{m}$  relação a face onde ocorreu o revestimento. Para as medições realizadas em laboratório externo foi encontrado a máxima dureza de 545Hv<sub>0,1</sub> medido a 30 $\mu\text{m}$  em relação a face do revestimento.

**Figura 23:** Dúplex TiAlN

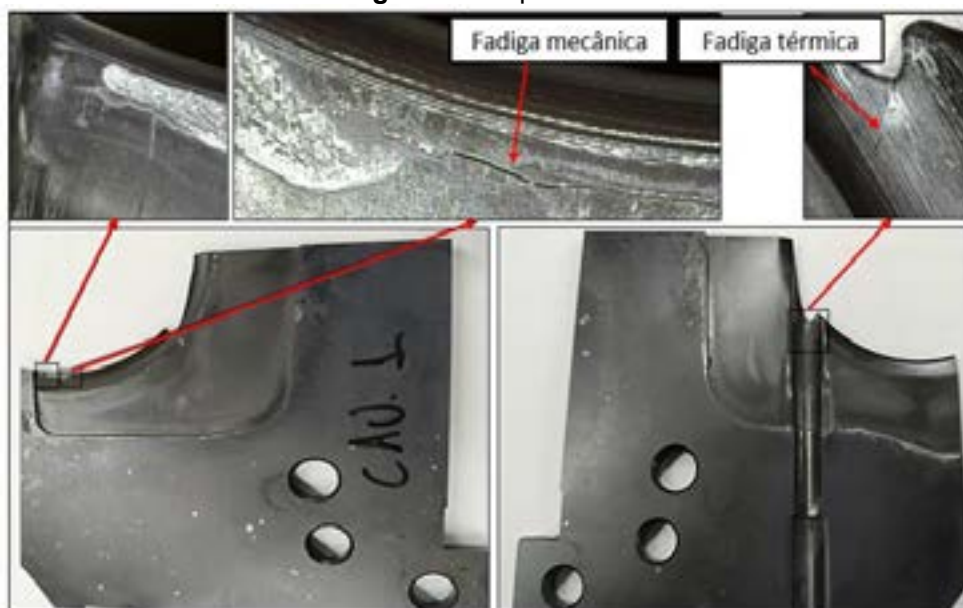


Fonte: Autor (2021)

O componente do molde que recebeu o tratamento superficial Dúplex após conclusão do lote planejado de 20.000 ciclos é apresentado na Figura 24. É possível verificar que o componente do molde após o lote de produção apresenta trinca térmica e aderência de alumínio, a região onde ocorreu a trinca térmica tem espessura de aproximadamente 2,5mm. É possível verificar também falhas no acabamento superficial e marcas de eletroerosão.

O roteiro de construção visivelmente não foi seguido conforme definido e apresentado anteriormente na Figura 9, o que resultou grande influência na redução da vida útil do componente devido a ser concentradores de tensão.



**Figura 24:** Dúplex TiAlN

Fonte: Autor (2021)

#### 4.7 Tratamento Superficial Dúplex CrAlN

A Figura 25 observa-se a zona de difusão identificada pela região escurecida a qual é mais atacada pelo reagente nital 3%, a zona de difusão visível foi medida com aproximadamente 55,8 $\mu$ m.

A espessura do filme CrAlN apresentada na Figura 26 foi de 3,7  $\mu$ m, conforme apresentado na análise metalográfica da superfície.

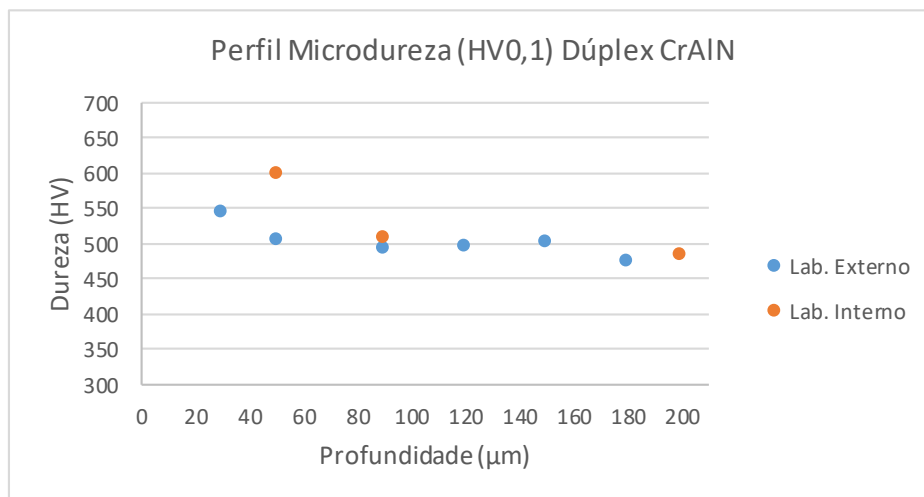
**Figura 25:** Zona difusão revestimento Dúplex CrAlN

Fonte: Autor (2021)

**Figura 26:** Espessura revestimento CrAlN, 1000x

Fonte: Autor (2021)

O perfil de microdureza obtidos para os tratamentos Duplex CrAlN é apresentada na Figura 27. A máxima dureza encontrada no laboratório interno foi de 601HV0,1 medida a 50 $\mu$ m relação a face onde ocorreu o revestimento. Para as medições realizadas em laboratório externo foi encontrado a máxima dureza de 548HV0,1 medido a 30 $\mu$ m em relação a face do revestimento. Os resultados são apresentados no Figura 27.

**Figura 27:** Dúplex CrAlN

Fonte: Autor (2021)

O componente do molde que recebeu o tratamento superficial Dúplex AlCrN também apresentou trincas térmicas nas regiões com baixa espessura e em regiões com acabamento superficial de eletroerosão e usinagem ruins. Na Figura 28 é possível verificar a trinca térmica e adesão de alumínio a face do molde.

**Figura 28:** Dúplex CrAlN

Fonte: Autor (2021)

#### 4.8 Concluso Parcial

A construção dos componentes do molde com tratamentos superficiais de nitretação a Plasma e tratamento superficial Dúplex AlCrN, Dúplex TiAlN e Dúplex CrAlN possibilitou avaliação do comportamento para aumento da vida útil em produção durante o lote 20.000 ciclos. Dentre os tratamentos superficiais escolhidos para o estudo o único que veio apresentar falha de trinca térmica sem causa identificada foi tratamento superficial de Nitretação a plasma.

Os componentes de molde que receberam o tratamento superficial Dúplex AlCrN, Dúplex TiAlN e o Dúplex CrAlN apresentaram um ótimo comportamento para retardo do surgimento das trincas térmicas quando comparado a nitretação a plasma. O tratamento Dúplex apresentou baixa incidência de trincas

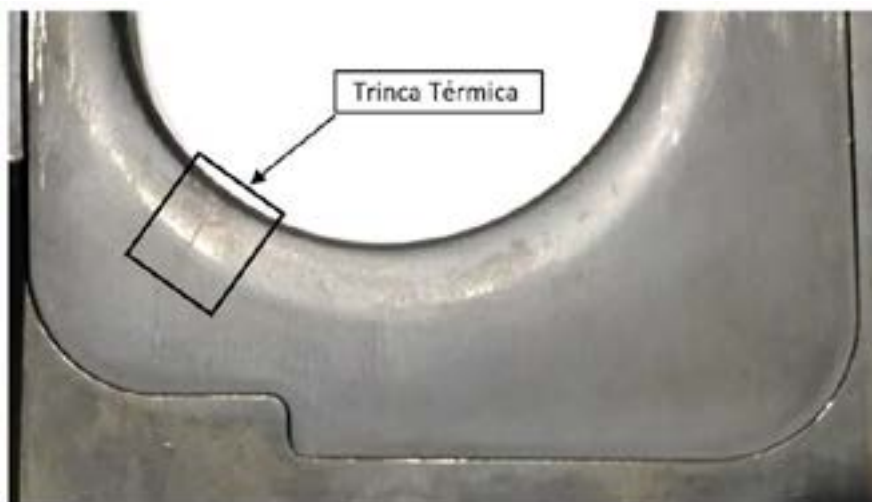
térmicas e aderência de alumínio ao final do lote, a trinca térmica ocorreu em dois dos tratamentos superficiais, ocorrendo no Dúplex TiAlN e no Dúplex CrAlN. As trincas térmicas foram atribuídas a falha no acabamento superficial, não foi realizado o polimento dos componentes, desta forma atuando como concentradores de tensão.

O tratamento superficial Dúplex AlCrN- Alcrona obteve melhor resultado devido a não apresentar trincas térmicas no componente do molde estudado. Porém, ainda faltava conhecer o quanto o tratamento superficial retardaria o surgimento de trincas térmicas. Para conhecer o ganho obtido com o tratamento superficial Dúplex AlCrN foi construído um novo componente com a finalidade de evidenciar em produção o surgimento da primeira trinca térmica, assim sendo possível mensurar o ganho com vida útil aplicando tratamento superficial em moldes de injeção sob pressão. O novo componente foi construído seguindo os mesmos critérios definidos para os componentes anteriores, foi utilizado mesmo material, tratamento térmico, roteiro de fabricação e o mesmo processo de injeção, o tratamento superficial aplicado foi o tratamento superficial Dúplex AlCrN

## 5. VIDA ÚTIL

O novo componente apresentado na Figura 29 recebeu tratamento superficial Dúplex AlCrN e acompanhado em dois lotes de produção, vindo a apresentar a primeira trinca térmica com 39.534 ciclos. Este resultado representa um rendimento de 43% superior em vida útil quando comparado ao tratamento superficial de Nitretação à Plasma.

**Figura 29:** Dúplex AlCrN retardo surgimento trincas térmicas



Fonte: Autor (2021)

O aumento de 43% em vida útil de um componente de molde pode representar um ganho durante a vida útil do molde o valor de R\$ 0,39 por ciclo de injeção. Os calculo envolvendo a redução de custo por ciclo é apresentado na Figura 30.

**Figura 30:** Redução custo por ciclo

Descrição	Custos totais M10		Redução 43% custo Corretiva emergencial	
Preventiva	R\$	340.098,33	R\$	340.098,33
Corretiva Emergencial	R\$	158.133,31	R\$	67.997,32
Componentes	R\$	66.703,62	R\$	66.703,62
Total Manutenção(R\$)	R\$	564.935,26	R\$	474.799,27
Ciclos realizado		233.152		
Custo por tiro (R\$)	R\$	2,42	R\$	2,04
		Diferença custo R\$ 0.39 por ciclo		

Fonte: Autor (2021)

## 6. CONCLUSÃO

O processo de fundição sob pressão apresenta uma grande variação de temperatura em um curto intervalo de tempo, estas variações de temperatura em curtos intervalos de tempo geram tensões de tração e compressão nos componentes, e estas tensões geradas são favoráveis para o surgimento de trincas térmicas.

As trincas térmicas têm origem quando a tensão de tração excede a resistência a quente do material e são agravadas quando a superfície do material apresenta imperfeições, estas imperfeições na superfície são fontes de propagação de trincas a cada ciclo de trabalho.

Com a análise Ishikawa foi possível verificar a representatividade na redução de vida útil de cada modo de falha. Geometria e concordância foram responsáveis por reduzir a vida útil em 50%, e o acabamento superficial com rugosidade elevada em 67%, ainda com a validação do Ishikawa foi possível constatar que o tratamento térmico não adequado ao aço especificado em projeto representa uma redução de vida útil de 61,4% do componente.

O resultado obtido com a construção dos quatro novos componentes e mensurado seu resultado após 20.000 ciclos de trabalho, mostraram que o tratamento superficial Dúplex apresenta uma superioridade comparada ao componente que recebeu somente a Nitretação à plasma. Esta superioridade é devido ao componente que recebeu nitretação à plasma ter apresentado trincas térmicas antes dos componentes que receberam o tratamento superficial Dúplex.

O tratamento superficial Dúplex AlCrN apresentou melhor resultado entre os tratamentos Dúplex devido a retardar o surgimento de trincas térmicas de componentes de moldes que são utilizadas no processo de injeção sob pressão de ligas de alumínio AlSi9Cu3.

Também é possível concluir que o tratamento Dúplex foi superior em 43% ao tratamento superficial de Nitretação à plasma, este ganho em vida útil resulta uma redução de R\$0,39 por ciclo.

## 7. REFERÊNCIAS

- [1] FERNANDES, R. Introdução a fundição sob pressão. 2013. Disponível em: <https://www.qualitecr.blogspot.com/search/label/ARTIGOS%20T%C3%89CNICOS>. Acesso em: 05 jun. 2020.
- [2] SCHWAM, D. Extending die life: Maintenance & welding- strategies. Arlington Heights, Illinois: NADCA, 2013.
- [3] A.; SCHWAM, D. Users' Guide for Relieving Stresses in Die Casting Dies. Publication 531. Arlington Heights, Illinois, USA: NADCA, 2017.
- [4] MITTERER, C. et al. Application of hard coatings in aluminium die casting—soldering, erosion and thermal fatigue behaviour. Surface and coatings Technology, [S.l.], v. 125, n. 1-3, p. 233-239, 2000. Disponível em: [https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897299005575?casa\\_token=orZTyWHi2IAAAAAA:J4p4ppr1N0uS2aiJLd59hRwqVND6uAJKJK5\\_2KMOJedYSp3B\\_QxY2pnVw\\_W0jqXEVbSkiX38HzA](https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897299005575?casa_token=orZTyWHi2IAAAAAA:J4p4ppr1N0uS2aiJLd59hRwqVND6uAJKJK5_2KMOJedYSp3B_QxY2pnVw_W0jqXEVbSkiX38HzA). Acesso em: 20 ago. 2020.
- [5] CHUDZICKI, J.; HORN, B.; TSAI, C. Mechanisms of surface deterioration--cladded rolls for continuous slab casting--phase 1. In: MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING CONFERENCE, 36., 1994, Baltimore. Anais[...]. Baltimore, 1994. p. 67-77.
- [6] HILLSKOG, T. Melhor Desempenho moldes fundição sob pressão. 2019.
- [7] VENDRAMIM, J. C.; ENOKIBARA, F. Considerações sobre a vida útil de moldes para fundição de alumínio sob pressão. 2011. Disponível em: [http://www.assets.cimm.com.br/uploads/cimm/publicacao/arquivo/374/InTec\\_014\\_Fundio.AI.pdf](http://www.assets.cimm.com.br/uploads/cimm/publicacao/arquivo/374/InTec_014_Fundio.AI.pdf). Acesso em: 15 out. 2020.
- [8] HITACHI METALS. Hot Work Tool Steels. 2016.
- [9] LEE, S. Y. Mechanical properties of TiNx/Cr1-xN thin films on plasma nitriding-assisted AISI H13 steel. Surface and Coatings Technology, [S.l.], v. 193, n. 1-3, p. 55-59, 2005. Disponível em: [https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S025789720400814X?casa\\_token=1p33iQT6ucsAAAAA:nXHQ2YcbUEHpvtMcxIGHdUMQNQleQT6b7w-1kg7pP8eQHheOxFRw yqI0zI0j3x9Hz4GD8Vsqw dVA](https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S025789720400814X?casa_token=1p33iQT6ucsAAAAA:nXHQ2YcbUEHpvtMcxIGHdUMQNQleQT6b7w-1kg7pP8eQHheOxFRw yqI0zI0j3x9Hz4GD8Vsqw dVA). Acesso em: 20 ago. 2020.
- [10] MIDSON, S. Applications of surface engineering for die casting dies. Publication 240. Arlington Heights, Illinois, USA: NADCA, 2019.
- [11] SARTORI, C. H. Tratamentos térmicos de aços ferramenta. Itaraí: tratamento térmico claro e objetivo. Associação Brasileira Metalurgia, Materiais e Mineração (ABM). 2004. Disponível em: <https://www.itarai.com.br/files/H.pdf>. Acesso em: 20 mai. 2020.

[12] SILVA, A. M. da. Desempenho de ferramenta para calibração a frio tratada superficialmente. 2018. 60f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2018. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/handle/10183/181320>. Acesso em: 03 set. 2020

[13] SRIVASTAVA, A.; JOSHI, V.; SHIVPURI, R. Computer modeling and prediction of thermal fatigue cracking in die-casting tooling. *Wear*, [S.l.], v.256, n.1-2, p.38-43, 2004. Disponível em: [https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164803002813?casa\\_token=RPYAXWHeaPwAAAAA:2cGCkpAcWbfJmE69idvykWar1Nunz5t47kFeLlkejmm\\_W5JhYUJ53pzhx8B2f\\_DhJuQI6FFWkjnX](https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164803002813?casa_token=RPYAXWHeaPwAAAAA:2cGCkpAcWbfJmE69idvykWar1Nunz5t47kFeLlkejmm_W5JhYUJ53pzhx8B2f_DhJuQI6FFWkjnX). Acesso em: 20 abr. 2020.





## 40° SENAFOR

24ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

23ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 10ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 7º Congresso do BrDDR

10ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

3ª Conferência Internacional em Engenharia de Superfícies na Conformação de Materiais

# Efeito dos parâmetros de ensaio sobre o desempenho ao desgaste microabrasivo do aço inoxidável AISI 420 cementado por plasma a baixa temperatura

Cristiano José Scheuer <sup>(1)</sup>  
Julio César Klein das Neves <sup>(2)</sup>  
Rodrigo Perito Cardoso <sup>(3)</sup>  
Silvio Francisco Brunatto <sup>(4)</sup>

## RESUMO

Ensaio de desgaste por microabrasão foram realizados com o intuito de avaliar o efeito da carga, velocidade de rotação e tamanho do abrasivo sobre o comportamento ao desgaste do aço inoxidável AISI 420 cementado por plasma a baixa temperatura. O aço AISI 420 foi tratado a 450 °C por 12 h, empregando uma mistura gasosa composta por 99.5% (H<sub>2</sub> + Ar) + 0.5% CH<sub>4</sub>. Os ensaios de desgaste por microabrasão foram realizados empregando um equipamento Calowear, utilizando um contracorpo esférico de aço AISI 52100. O abrasivo adotado foi alumina metalográfica com tamanho de partículas de 0.05, 0.3 e 1 µm. Cargas de 0.1, 0.3 e 0.5 N e velocidades de rotação do contracorpo de 80, 120 e 160 rpm foram utilizadas. As superfícies desgastadas foram analisadas usando microscopia de varredura confocal a laser. Os resultados obtidos indicam que o coeficiente de desgaste aumenta com o acréscimo do tamanho das partículas abrasiva, e reduz com a velocidade da velocidade de rotação do contracorpo e da carga aplicada. Por fim, a análise das crateras desgastadas indica a ocorrência de mecanismos de desgaste abrasivo por riscamento e microrrolamento.

**Palavras-chave –** Microabrasão, Parâmetros de ensaio, Aço AISI 420, Cementação por plasma.

## 1. INTRODUÇÃO

Dentre as diversas configurações de equipamentos disponíveis para simular os diferentes modos de desgaste atuantes em sistemas mecânicos, os tribômetros de micro-abrasão são utilizados com o intuito de estabelecer condições de desgaste por abrasão em micro-escala, mecanismo este muito comum em operações de fabricação (ferramentas de usinagem, injeção e conformação). Para realizar este ensaio, existem duas configurações distintas de equipamento: esfera rotativa livre e esfera rotativa fixa [1]. Dentre os diversos parâmetros que exercem influência sobre o tribo-sistema em tais ensaios, podem ser enumerados a carga aplicada (força normal), velocidade de rotação da

<sup>(1)</sup> Universidade Federal de Santa Maria, Departamento de Engenharia Mecânica, Santa Maria, RS, Brasil.

<sup>(2)</sup> Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Departamento Acadêmico de Mecânica, Curitiba, PR, Brasil.

<sup>(3)</sup> Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica, Florianópolis, SC, Brasil.

<sup>(4)</sup> Universidade Federal do Paraná, Departamento de Engenharia Mecânica, Curitiba, PR, Brasil.

esfera de ensaio (contracorpo), as características geométricas da esfera (tamanho e condições superficiais), as características das partículas abrasivas (material, tamanho, forma e dureza), tipo de fluido de suspensão do abrasivo, e concentração de abrasivo [2].

De acordo com a lei de Archard [3], a taxa de desgaste ( $Q$ ) apresenta um comportamento linear em função da força normal ( $F_N$ ), o qual é estabelecido pela relação  $Q: f(F_N)$ . Com base nisso, pode-se reescrever a relação na forma  $Q: \varphi(F_N)$ , onde  $\varphi$  corresponde ao coeficiente angular da reta gerada pela união dos pontos dos dados de  $Q: f(F_N)$ . Bose e Wood [4] evidenciaram um comportamento linear quando na utilização de cargas baixas (0,25 a 1 N). O incremento da carga para 2 N promoveu uma quebra da linearidade da curva  $Q: f(F_N)$ . Embora os autores citados não tenham justificado este comportamento, possivelmente ele esteja relacionado à alteração no mecanismo de desgaste atuante. Neste sentido, Jones [5] demonstrou um comportamento similar ao observado na ref. [4], empregando equipamento com configuração esfera rotativa fixa. O referido autor justificou a variação da linearidade dos dados de  $Q: f(F_N)$  em função da modificação do mecanismo de desgaste de rolamento (três corpos) para rascamento (dois corpos), ou em detrimento à ocorrência do fenômeno de “ridging”<sup>1</sup> com o incremento da carga aplicada.

Por outro lado, o comportamento do coeficiente de desgaste em função da carga aplicada pode ser equacionado pela função  $k: f(Q/F_N)$ , através do desenvolvimento da equação simplificada de Archard. Bello e Wood [6] observaram um decréscimo no valor de  $k$  com o acréscimo da carga aplicada no ensaio com a configuração esfera rotativa fixa. Outrossim, os autores citados verificaram um acréscimo linear da função  $Q: f(F_N)$ , confirmando a mesma tendência descrita anteriormente. Neste caso, considerando que os testes tenham sido realizados para uma mesma distância de deslizamento, possivelmente não se tenha atingido o regime permanente de desgaste (RPD) para a distância de deslizamento adotada [7].

É importante mencionar, que  $k$  não corresponde à uma característica intrínseca do material em teste, mas sim relacionada ao tribosistema e aos parâmetros empregados durante a execução dos ensaios [8]. Dessa forma, mantendo-se constantes o tempo de ensaio –  $t$  (sendo a distância de rolamento proporcional à ele), o raio da esfera –  $R$  (o qual influencia sobre a carga aplicada) e a velocidade de rotação do contracorpo –  $n$ , e variando-se somente  $F_N$ , o diâmetro ( $d$ ) da impressão de desgaste será diretamente proporcional à carga aplicada no ensaio [7]. Dessa forma, o valor de  $d$  dependerá das características do material ensaiado (corpo), podendo aumentar ou diminuir com o incremento da carga (em função da alteração do mecanismo de desgaste, incrustação de abrasivo no corpo, etc.), promovendo o mesmo efeito sobre  $k$  (o qual é proporcional ao produto  $S.F_N$ , sendo  $S$  – distância de deslizamento – influente sobre  $d$ ).

No que se refere à influência das características do abrasivo sobre o comportamento ao desgaste, há trabalhos publicados versando sobre a influência da concentração da solução abrasiva e do tipo de fluido e abrasivo; como também, da sua dureza, forma e tamanho, evidenciando o efeito destes sobre os modos de falha, e sobre as características do sistema tribológico. Neste sentido, foi reportado por Trezona [9] a variação crescente do volume de desgaste ( $V$ ) com o acréscimo na concentração da pasta abrasiva. No que tange ao efeito do tipo de fluido empregado como pasta abrasiva, foi estudado por Schiffman *et. al.* [10] a influência da utilização de partículas abrasiva de SiC diluídas em água deionizada e glicerina, e constatou-se que a utilização de água deionizada promoveu um coeficiente de desgaste superior a glicerina, empregando a configuração de ensaio por esfera rotativa livre. Para este caso, os autores levantaram a hipótese de que a água deionizada promoveu um aumento do coeficiente de atrito, porém, não foi apresentado valores referentes à este.

Pode-se ser analisado, igualmente, no trabalho de Schiffman *et. al.* [10], o efeito do tipo de abrasivo sobre o comportamento ao desgaste dos corpos de prova. Neste trabalho, é apresentado o coeficiente de desgaste obtido utilizando uma solução abrasiva composta por 20%  $Al_2O_3$  + 80%  $H_2O_{deionizada}$ , sendo possível observar que esta promoveu um valor de  $k$  inferior àquele observado para a suspensão abrasiva composta por SiC. Apesar dos autores não terem versado a respeito desse comparativo, acredita-se que essa variação esteja relacionada ao efeito do tamanho das partículas abrasivas (SiC – 4,5  $\mu m$ ;  $Al_2O_3$  – 1  $\mu m$ ), e à forma (SiC – angular;  $Al_2O_3$  – esférica), características estas que serão abordadas a frente.

Já o efeito da velocidade de deslizamento sobre o comportamento tribológico foi estudado por

<sup>1</sup> O termo “ridging” se refere ao efeito do contato direto contra-corpo (esfera) e corpo (corpo-de-prova), o qual ocorre quando as partículas abrasivas não estão interpostas entre os mesmos, promovendo o contato direto entre ambos.

Bose e Wood [4,11], Bello e Wood [12], Gee et al. [2]. Entretanto, os resultados apresentados nas ref. [4,11] não são conclusivos, uma vez que os autores variaram concomitantemente a carga (cuja influência já foi elucidada anteriormente) e a distância de deslizamento (cujo efeito será descrito a frente). Bello e Wood [6] e Gee et al. [2] evidenciaram um decréscimo nos valores de  $V$  e  $k$ , respectivamente, com o aumento da velocidade de rotação do contracorpo. No primeiro caso, tendo em vista que os ensaios foram realizados em tribômetro com a configuração esfera rotativa livre, os autores creditaram esse decréscimo ao aumento do escorregamento da esfera sobre o eixo, como consequência do aumento da rotação. No segundo caso, levando em conta que os testes foram realizados em equipamento com a configuração esfera rotativa fixa (no qual não ocorre o efeito da oscilação da esfera citado anteriormente), os autores justificaram o comportamento citado aos efeitos hidrodinâmicos gerados entre corpo e contracorpo. Além disso, Cozza [7] justificou esse desempenho atribuindo-o ao efeito do aumento da temperatura do tribosistema, o qual pode ter promovido a alteração do mecanismo de desgaste.

A influência da distância de deslizamento ( $d$ ) foi estudada em termos do seu efeito sobre a formação das crateras; volume, taxa e coeficiente de desgaste. Trezona e Hutchings [13], mostraram por meio de imagens os oito estágios da formação de uma cratera de desgaste, em função da distância de deslizamento. Por meio destas, é possível verificar que a definição da impressão de desgaste torna-se mais evidente com o aumento da distância de deslizamento. Trezona et al. [9] mostraram que o volume de desgaste, no RPD, varia linearmente com o aumento da distância de deslizamento. Cozza [7] demonstrou que a taxa de desgaste ( $Q$ ) constitui a resultante da razão entre o volume de desgaste ( $V$ ) e a distância de deslizamento ( $S$ ), ou seja,  $Q: V/S$ , de modo que o coeficiente angular ( $\varphi$ ) da reta gerada pela união dos pontos da função  $V: f(S)$  determina o valor de  $Q$ . Dessa forma, pode-se dizer que  $Q: \tan \varphi$ . O referido autor também demonstrou matematicamente que o valor de  $Q$  é constante com a variação da distância de deslizamento no RPD. No que diz respeito à variação do coeficiente de desgaste ( $k$ ) com  $d$ , há um consenso na literatura de que o valor desta também é constante com o aumento de  $S$ , sendo que esta continuidade no valor determina a obtenção do RPD. Em alguns casos, é verificado um comportamento aleatório do valor de  $k$  com o aumento de  $S$  nos instantes iniciais do ensaio, sendo que o valor de  $k$  tende a se estabilizar com o aumento da distância de rolamento em função do alcance do regime permanente de desgaste [4,11].

Por fim, no que tange a influência das características do abrasivo sobre o sistema tribológico, pode-se avaliar os efeitos da dureza, forma e tamanho das partículas. Neste contexto, a dureza das partículas abrasivas influencia sobre a taxa de desgaste, de acordo com a relação  $Q: f(H_A/H_S)$ , onde  $H_A$  corresponde à dureza do abrasivo e  $H_S$ , à dureza do material que sofre desgaste [14]. A razão  $H_A/H_S$  determina o regime do desgaste abrasivo: caso ela seja inferior a 0,8 o regime é classificado como moderado; se for maior que 1,5 o regime é classificado como severo [15]. No que se refere à forma da partícula, Kelly e Hutchings [16] estudaram o efeito desta sobre a taxa de desgaste. Dentre as diversas formas, tamanhos e materiais estudados pelos autores, um comparativo entre partículas de sílica ( $\text{SiO}_2$ ) com os formatos facetada (*faceted*) e blocos (*blocky*) evidenciou que a forma mais irregular (*faceted*) apresentou uma maior taxa de desgaste. Ainda, no que concerne ao tamanho das partículas abrasivas, Andrade et al. [17] mostraram que o volume de material removido aumenta com o tamanho das partículas abrasivas, utilizando como abrasivo o carboneto de silício ( $\text{SiC}$ ). Sasada et al. [18], mostraram que esse incremento de  $k$  com o aumento do tamanho das partículas abrasivas tende a se estabilizar a partir de um tamanho crítico, onde  $k$  torna-se independente do tamanho do abrasivo.

Apesar da quantidade significativa de trabalhos já realizados dedicados ao estudo do efeito dos parâmetros de ensaio de microabrasão sobre o comportamento de  $Q$  e  $k$ , os resultados obtidos em alguns casos são conflitantes, e tendem a diferir em função das características do tribosistema. Tal afirmação é válida sobretudo para o caso de materiais tratados superficialmente, para os quais o gradiente de propriedades gerado pelo gradiente composicional, pode causar variações no comportamento à medida em que a profundidade da calota de desgaste cresce. Com base nisso, neste trabalho é analisado o efeito da carga, velocidade de rotação e tamanho do abrasivo aplicados no ensaio de microabrasão, sobre comportamento de  $Q$  e  $k$  especificamente para o caso do aço inoxidável martensítico AISI 420 cementado por plasma a baixa temperatura.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Os ensaios de microabrasão foram realizados em um equipamento com configuração esfera rotativa livre (marca CSM, modelo CaloWear). Tendo em vista que na maior parte dos trabalhos encontrados na literatura versando sobre este assunto é relatada a utilização de esferas de aço AISI 52100 com 25,4 mm de diâmetro como contracorpo, utilizou-se esta como esfera padrão para todos os ensaios. É importante destacar que para eliminar o efeito do desgaste da esfera sobre o desempenho do material (cujo efeito foi relatado por Allsopp et. al. [19]), a esfera foi substituída em cada conjunto de ensaio realizado.

No que diz respeito as cargas empregadas neste estudo, com base nas ref. [4, 5], e considerando as limitações construtivas do equipamento, optou-se pela utilização de cargas com valores de 0.1, 0.3 e 0.5 N, para as quais, segundo informações apresentadas na literatura citada, não promovem alteração do regime de desgaste, o qual, conforme descrito anteriormente, promove a quebra na linearidade da função  $Q: f(N)$ .

No que se refere ao tipo das partículas abrasivas empregadas, optou-se pela utilização da alumina metalográfica ( $Al_2O_3$ ) nos tamanhos 0.05, 0.3 e 1.0  $\mu m$ . A escolha por esse material se deu no intuito de avaliar somente a influência do tamanho do abrasivo, isolando os efeitos da sua forma e dureza. É importante esclarecer que a concentração de partículas abrasivas adotada em cada uma das suspensões abrasivas avaliadas foi de 0,11  $g\ cm^{-3}$ .

No que concerne à velocidade de rotação do eixo sobre o qual contracorpo é apoiado, adotou-se rotações de 80, 120 e 160 rpm, tomando como referência as informações apresentadas na ref. [2], onde foi verificado um decréscimo linear de  $V$  com a rotação do contracorpo, para este intervalo.

Por fim, no que tange a distância de rolamento do contracorpo, adotou-se distâncias suficientes para a obtenção do RPD. A obtenção do RPD foi determinada a partir da distância de deslizamento na qual  $k$  tornou-se constante com o aumento de  $S$ . No entanto, a discussão dos resultados de  $k: f(S)$  não desconsiderou a influência da morfologia superficial do material avaliado sobre a transição de um regime transitório de desgaste (RTD) para o RPD. Embora  $S$  possa ser tratada como uma variável do ensaio, neste trabalho a variação no seu valor não teve esse intuito, mas sim, o de possibilitar a determinação do coeficiente de desgaste.

Na Tabela 1 são compiladas as condições de ensaio de microabrasão aqui estudadas, as quais foram definidas através da interpolação dos intervalos de estudo definidos para cada variável investigada. A variação destes parâmetros se deu de forma a isolar o efeito da sinergia entre as variáveis investigadas, sendo estudadas cada uma separadamente. Para esse caso, as condições estudadas são representadas na Tabela 1 pelos pontos (•) introduzidos. Dessa forma, a série de ensaios que visou investigar o efeito da carga aplicada foi realizado à velocidade de rotação de 120 rpm, utilizando abrasivo com tamanho de 1.0  $\mu m$  e cargas aplicadas de 0.1, 0.3 e 0.5 N. A série de testes que objetivou estudar o efeito da velocidade de rotação do eixo de apoio do contracorpo foi realizada empregando-se a carga de 0.5 N (a qual apresentou o maior volume de desgaste na série anterior), abrasivo com tamanho de 1.0  $\mu m$ , e rotações de 80, 120 e 160 rpm (0.10, 0.16 e 0.21  $m\ s^{-1}$ , respectivamente). Por fim, a série que teve como propósito o estudo da influência do tamanho das partículas abrasivas foi realizada empregando-se a carga de 0.5 N; velocidade de rotação do eixo do contracorpo de 120 rpm, e suspensões abrasivas de  $Al_2O_3$  com tamanho médio de partículas entre 0.05, 0.3 e 1.0  $\mu m$ , com uma concentração de abrasivo padronizada em de 0,11  $g\ cm^{-3}$  (concentração padrão fornecida pelo fabricante).

Tabela 1. Condições de realização dos ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa livre, tendo em vista o estudo da influência das variáveis de teste.

Velocidade da esfera	80 rpm			120 rpm			160 rpm		
Tamanho do abrasivo	0,05 $\mu m$	0,3 $\mu m$	1,0 $\mu m$	0,05 $\mu m$	0,3 $\mu m$	1,0 $\mu m$	0,05 $\mu m$	0,3 $\mu m$	1,0 $\mu m$
Carga	0,1 N					•			
	0,3 N					•			
	0,5 N		•	•	•	•			•

O material do corpo correspondeu a amostras de aço inoxidável matensítico AISI 420 (composição de 0.04% P, 0.36% Si, 13.68% Cr, 0.31% C, 0.06%Cu, 0.17%Ni, 0.75% Mn, 0.03% S, e



Fe em balanço, em wt. %). As amostras produzidas a partir da barra fornecida comercialmente foram austenitizadas a 1050 °C por 0,5 h e resfriadas ao ar. Após preparo (lixamento, polimento e limpeza), estas amostras foram cementadas por plasma a 450 °C por 12 h utilizando uma mistura gasosa composta por 99.5% (H<sub>2</sub> + Ar) + 0.5% CH<sub>4</sub> alimentada a um fluxo de 100 sccm ( $1,67 \times 10^{-6} \text{ m}^3 \text{ s}^{-1}$ ). Detalhes adicionais sobre a planta de tratamento termoquímico e procedimentos de execução podem ser encontrados nas ref. [20, 21].

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos são descritos e discutidos separadamente nos tópicos seguintes para cada variável de ensaio analisada. A caracterização mecânica e microestrutural do material ensaiado é encontrada na ref. [20].

#### 3.1 Efeito da carga aplicada.

Na Figura 1(a) é apresentada a evolução do volume de desgaste em função da distância de rolamento para as diferentes cargas estudadas. Pode-se verificar que após atingir o RPD, o volume desgastado cresce linearmente com a distância de deslizamento, sendo crescente com o aumento da carga aplicada. Essa diferença de comportamento do regime com a distância de rolamento se deve à distinção entre as morfologias das regiões da camada externa e camada de difusão que compõem a superfície do material ensaiado.

Nos ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa, o RPD é atingido quando  $k$  torna-se constante com o aumento de  $d$  [9]. Neste sentido, na Figura 1(b) é apresentada a variação de  $k$  com o acréscimo de  $d$  para os ensaios realizados empregando-se as cargas de 0,1, 0,3 e 0,5 N. Verifica-se que o RPD é atingido em distâncias distintas, para as diferentes condições estudadas (32 m para a carga de 0,1, e 16 m para as cargas de 0,3 e 0,5 N). É possível observar ainda, que para distâncias  $d$  inferiores àquelas citadas, o valor de  $k$  apresenta um comportamento que evidencia um regime transiente de desgaste.

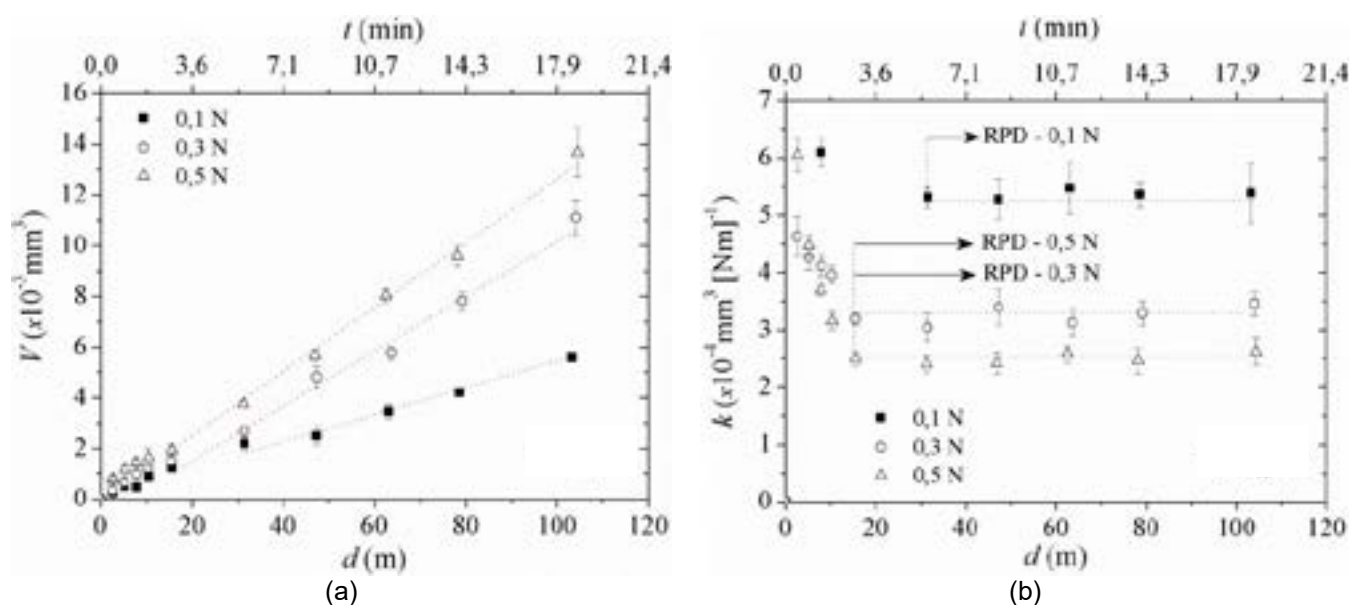


Figura 1. Evolução (a) do volume de desgaste; e (b) do coeficiente de desgaste em função da distância de rolamento considerando-se os diferentes valores de cargas avaliados.

Conforme indicado por Cozza [7], não existe uma distância de rolamento fixa para a obtenção do RPD, uma vez que, esta depende das características do sistema tribológico. Neste sentido, é importante considerar o efeito das propriedades da superfície do corpo (amostra cementada) sobre o regime de desgaste. Neste contexto, na Figura 2(a) é ilustrado a variação da profundidade da cratera de desgaste ( $h$ ) em função de  $d$ , para os ensaios realizado sob cargas de 0,1, 0,3 e 0,5 N. É possível observar uma relação direta entre a espessura da camada externa cementada e  $h$  a partir da qual o RPD é alcançado, sendo que para todos os casos, o sistema entra em regime após o valor de  $h$  ser superior à espessura da camada externa cementada.



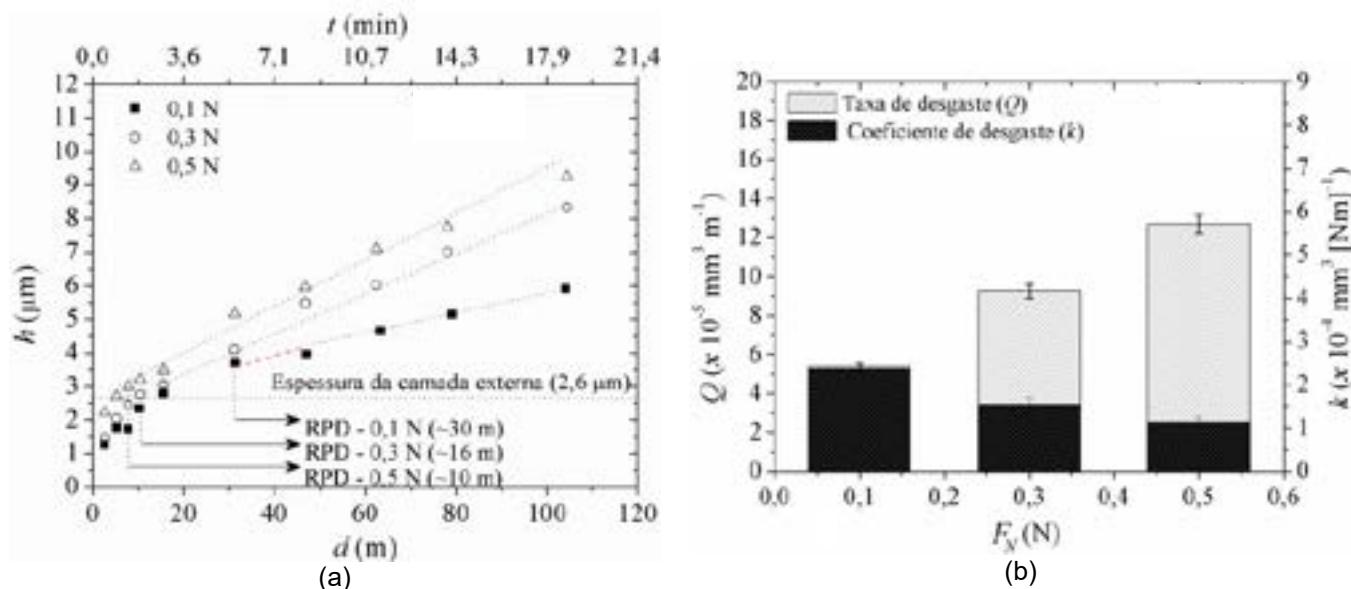


Figura 2. Variação (a) da profundidade da cratera de desgaste em função da distância de rolamento; e (b) da taxa e coeficiente de desgaste com a carga aplicada.

Na Figura 2(b) é apresentada a variação de  $Q$  e  $k$  no RPD em função da  $F_N$  aplicada durante o ensaio microabrasivo. Os valores de  $k$  foram determinados a partir da Figura 1(b), considerando o alcance do RPD. Já os valores de  $Q$  foram determinados a partir do coeficiente angular das retas gerada a partir da função  $V: f(S)$  apresentadas anteriormente na Figura 1(a). Pode-se verificar que, tanto  $Q$  quanto  $k$  variam linearmente com a  $F_N$ . Igualmente, é possível notar que  $Q$  aumenta com o incremento de  $F_N$ , enquanto que o  $k$  decresce. Ambos os resultados estão de acordo com dados previamente publicados na literatura e descritos anteriormente [4, 6].

Tendo em vista que a lei de Archard [3] estabelece que o  $V: f(F_N)$ , e considerando que  $Q: f(V/S)$ , e sabendo ainda que  $k: f(V/(F_N \cdot S))$ , ou simplesmente  $k: f(Q/F_N)$ , é coerente que o aumento progressivo de  $S$  e  $F_N$  promova uma alteração linear nos valores de  $Q$  e  $k$ . A redução do valor de  $k$  com o acréscimo de  $F_N$  se deve ao efeito desta última variável no equacionamento matemático utilizado para determinação do valor da primeira ( $k: Q/F_N$ ).

Na Figura 3 são apresentadas as morfologias das crateras de desgaste geradas após (1) 10 e (2) 104 m de rolamento aplicando-se as cargas de (a) 0.1, (b) 0.3 e (c) 0.5 N. A partir da análise da Figura 3, pode-se observar que:

- i) ocorrência dos mecanismos de desgaste por riscamento e por microrrolamento;
- ii) o mecanismo de desgaste por microrrolamento diminui com o incremento de  $F_N$ ; e
- iii) o mecanismo de desgaste por riscamento aumenta com a  $d$  e com  $F_N$ .

Para a constatação i), Cozza et al. [22] justificaram a ocorrência do fenômeno de microrrolamento devido a presença de partícula com diferentes tamanho na suspensão abrasiva: as marcas de microrrolamento se devem às partículas abrasivas de menor tamanho, enquanto que, os riscos àquelas de dimensões maiores; para a verificação ii), acredita-se que a menor densidade de riscos promovida para as cargas diminutas, facilite a movimentação das partículas abrasivas de espessura inferior, uma vez que, é possível que os abrasivos pequenos venham a ficar alojados nos riscos (esse mesmo padrão foi verificado pela ref. [22], no entanto os autores não discutiram a respeito); sobre a observação iii), supõe-se que com o acréscimo de  $d$ , as partículas abrasivas vençam a resistência à deformação do material, promovendo o seu sulcamento e encruamento. Por fim, à consideração iii), com o aumento de  $F_N$ , as partículas maiores são comprimidas à uma maior pressão sobre a superfície do material, vindo a promover a deformação de uma região maior, e o arranchamento de porções crescentes de material.

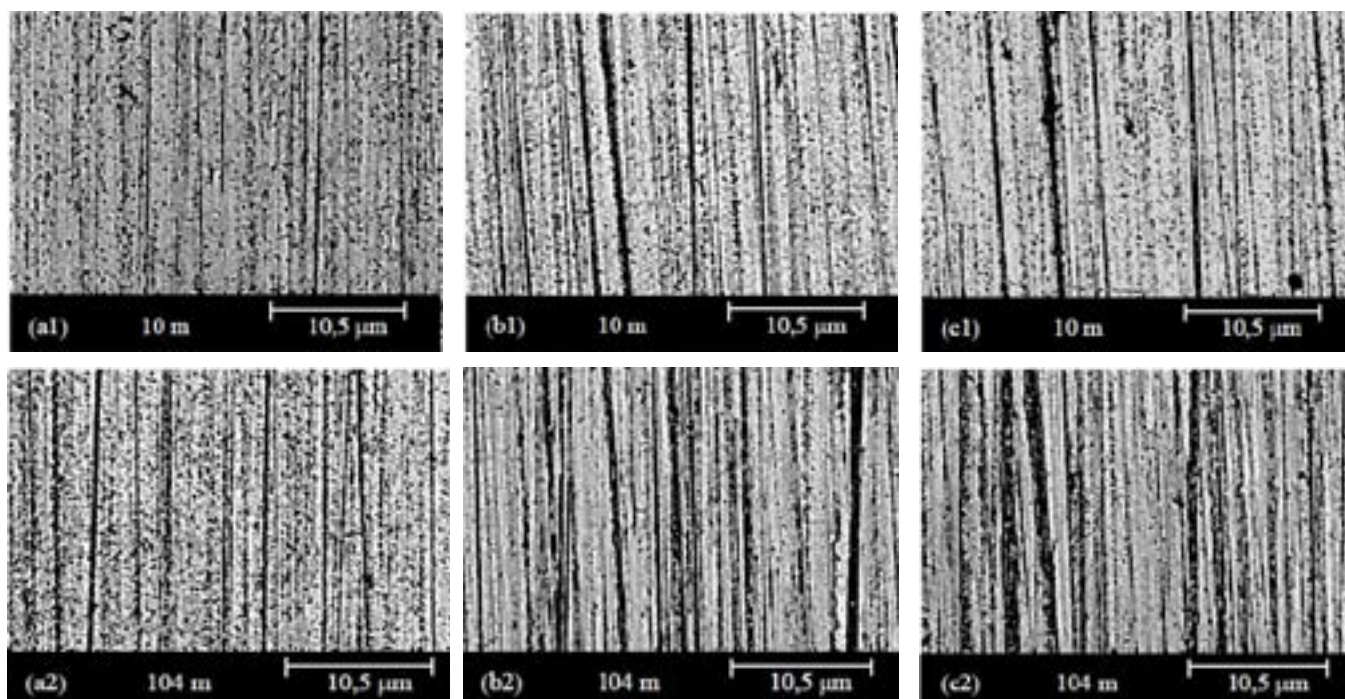


Figura 3. Morfologia das crateras de desgaste para as condições de carregamento de (a) 0.1 N, (b) 0.3 N e (c) 0.5 N sob distância de rolamento de (1) 10 m e (2) 104 m.

### 3.2 Efeito da velocidade de rotação do eixo de apoio do contracorpo.

A evolução de  $V$  em função da distância de  $d$  para as diferentes velocidades de rotação do eixo de apoio do contracorpo ( $n$ ) é apresentada na Figura 4(a). Como é de se esperar,  $V$  decresce com o aumento de  $n$ . Também, nota-se que após atingir o RPD, a variação de  $V$  torna-se proporcional à  $d$ . Na Figura 4(b) é apresentado o comportamento de  $k$  em função de  $d$ , para os ensaios efetuados sob condições distintas de rotação. Verifica-se que às rotações de 80 e 120 rpm, o RPD é atingido a uma distância de deslizamento de 10 e 15 m, respectivamente. Para a condição 160 rpm, por outro lado, o RPD prolonga-se até distâncias maiores, sendo que é alcançado a partir de 47 m. Conforme justificado anteriormente, esse comportamento randômico do  $k$  nos instantes iniciais do ensaio pode estar relacionado as propriedades/morfologia da camada externa cementada. Neste sentido, na Figura 5 (a) é ilustrado a variação de  $h$  em função de  $d$ . Da mesma forma como observado anteriormente na Figura 2(b), verifica-se a existência de uma relação direta entre a espessura da camada externa, e à distância necessária para atingir o RPD, sendo que em todos os casos, o sistema tribológico somente entra em regime quando  $h$  for superior a espessura da camada externa.

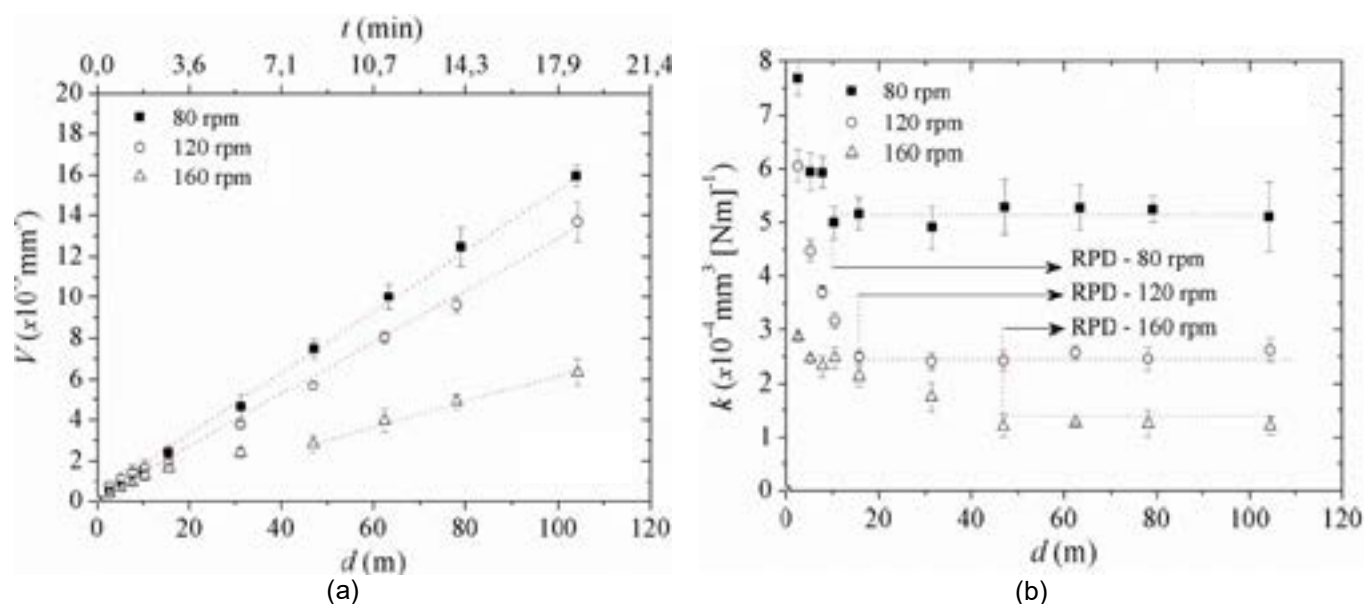


Figura 4. Evolução (a) do volume de desgaste; e (b) do coeficiente de desgaste em função da distância de rolamento considerando-se os diferentes valores de velocidade de rotação do contracorpo avaliados.

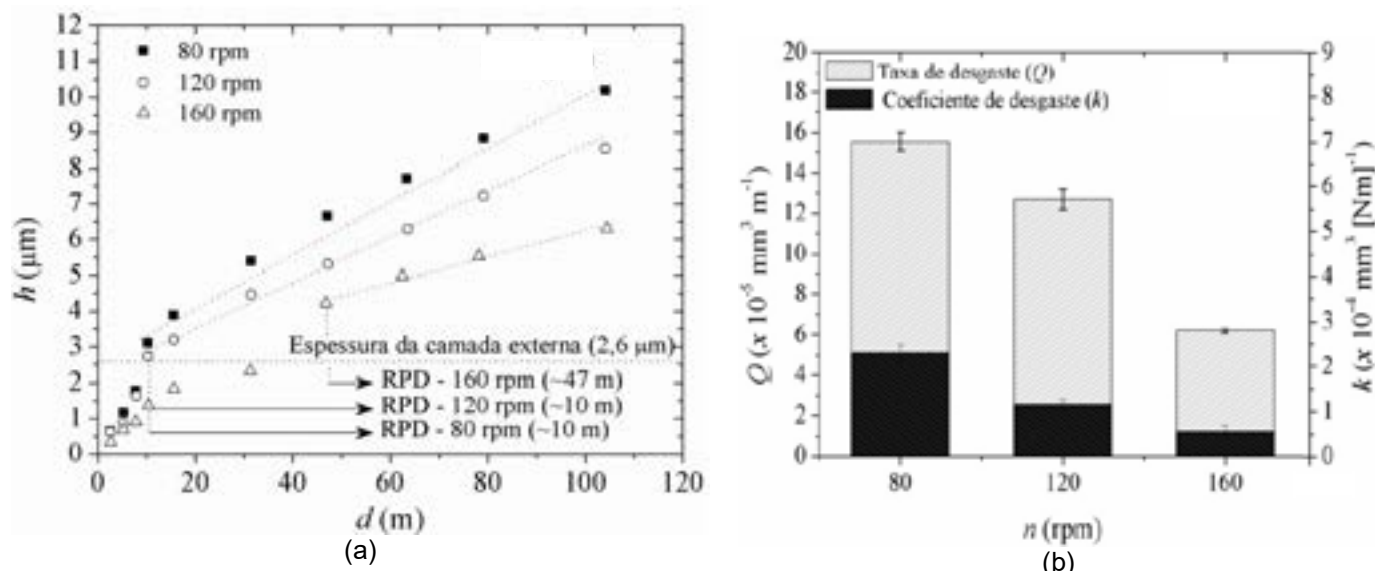


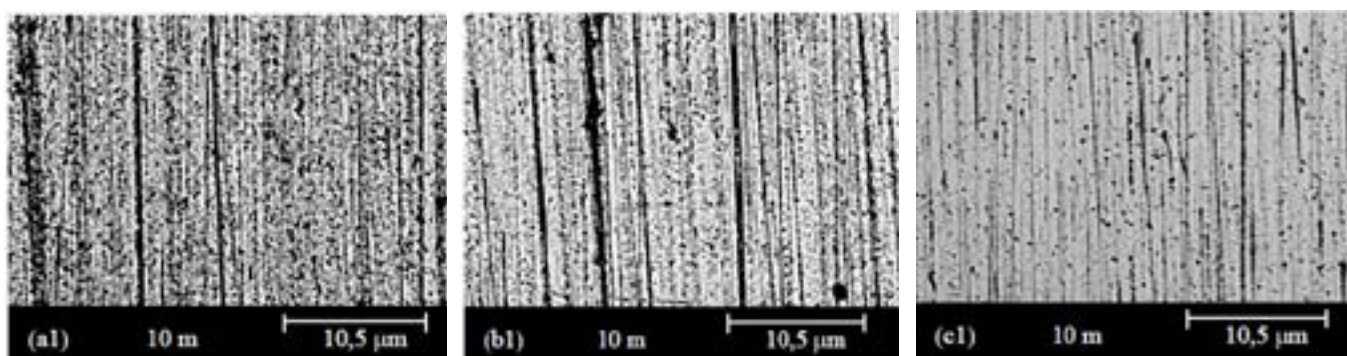
Figura 5. Variação (a) da profundidade da cratera de desgaste em função da distância de rolamento; e (b) da taxa e coeficiente de desgaste com a velocidade de rotação do contracorpo.

A dependência da  $Q$  e  $k$  no RPD em função de  $n$  é apresentada na Figura 5(b), sendo estes valores determinados a partir das Figura 4(a) e (b), respectivamente. Nota-se que tanto  $Q$  quanto  $k$  diminuem com o acréscimo de  $n$ , evidenciando a dependência destes dois fatores sobre a variável estudada. Conforme mencionado anteriormente, Bello e Wood [12] verificaram um resultado similar, sendo que os autores creditaram essa diferença no comportamento aos efeitos hidrodinâmicos que ocorrem entre corpo e contracorpo. Essa explicação parece ser plausível, uma vez que, com a formação de um filme hidrodinâmico entre a amostra e a esfera, diminui a interação do abrasivo com a amostra, reduzindo, assim, o volume de material removido por microabrasão.

Na Figura 6 são apresentadas as morfologias das crateras de desgaste geradas na amostra cementada, após (1) 10 m e (2) 104 m de rolamento, com uma velocidade de rotação da esfera de ensaio de (a) 80, (b) 120 e (c) 160 rpm. Analisando a Figura 6, pode-se inferir que:

- i) O mecanismo de desgaste por microrrolamento diminui com o aumento de  $n$ ;
- ii) O mecanismo de desgaste por riscamento sofre incremento com a  $n$  entre 80 a 120 rpm, reduzindo após para 160 rpm;
- iii) Para a  $n$  de 160 rpm, tanto as marcas de desgaste por riscamento quanto por microrrolamento diminuem consideravelmente.

Para a observação i), supõe-se que o incremento de  $n$  promove um aumento no araste da suspensão abrasiva, reduzindo o tempo de interação entre as partículas abrasivas e o corpo de prova, diminuindo a parcela de material removido devido à esse mecanismo. Quanto à averiguação ii), acredita-se que o aumento de  $n$  dentro do primeiro intervalo, favorece a formação de um extrato mecânico entre os abrasivos e a esfera de ensaios, aumentando a fração de material removido devido ao efeito do riscamento. Por fim, no que tange a constatação iii), pode justificar a redução das marcas de desgaste tanto por riscamento quanto por rolamento à formação de um filme hidrodinâmico mais espesso, conforme apontado pela ref. [12].





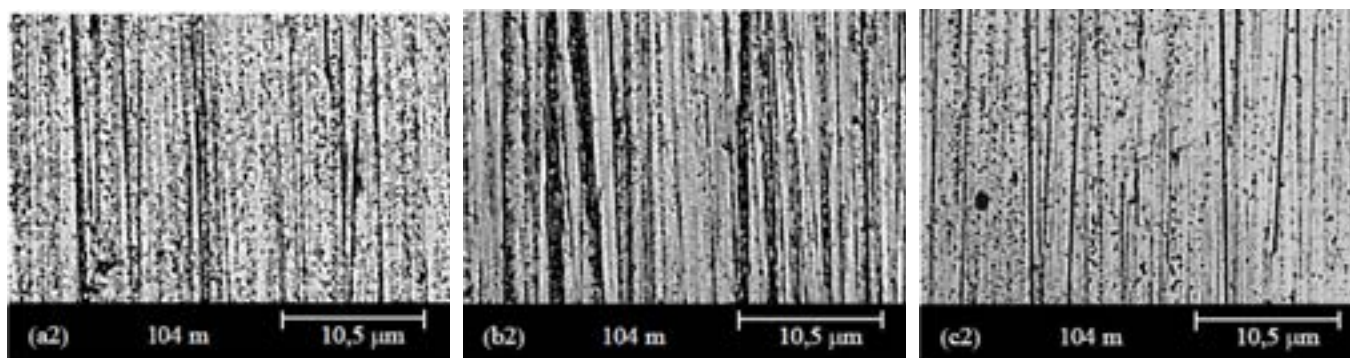


Figura 6. Morfologia das crateras de desgaste para as condições de carregamento de (a) 80 rpm, (b) 120 rpm e (c) 160 rpm sob distância de rolamento de (1) 10 m e (2) 104 m.

### 3.3 Efeito do tamanho do abrasivo.

A evolução de  $V$  em função de  $d$  e do tamanho das partículas abrasivas utilizadas no ensaio microabrasivo, é apresentado na Figura 7a. Verifica-se que o  $V$  cresce com o aumento da dimensão do abrasivo empregado. Igualmente, consentindo com o que foi apontado anteriormente (Figura 1(a) e Figura 4(a)), após o sistema tribológico atingir o RPD, a variação de  $V$  torna-se proporcional à  $d$ . Na Figura 7b é apresentada a evolução de  $k$  em função de  $d$  para os ensaios realizados utilizando abrasivos com diferentes dimensões. Nota-se que o RPD é alcançado para distâncias crescentes com o decréscimo no tamanho das partículas abrasivas (15 e 30 m, para as condições 1.0 e 0.3  $\mu\text{m}$ , respectivamente). Esse comportamento, conforme justificado anteriormente, se deve à relação entre  $h$  e espessura da camada externa, e a decrescente taxa de desgaste com a diminuição do tamanho do abrasivo (Figura 8b). Por outro lado, verifica-se que para o ensaio realizado empregando partículas abrasivas de 0.05  $\mu\text{m}$ , aparentemente, não se atinge o RPD sob o critério aqui estipulado.

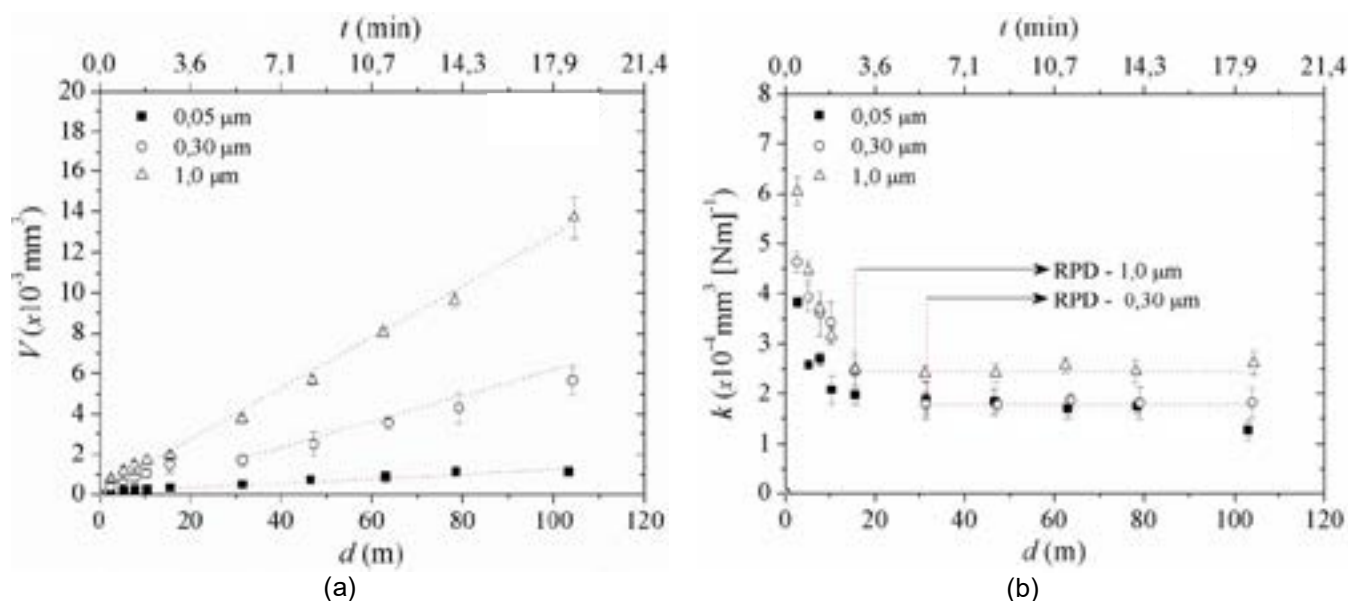


Figura 7. Evolução (a) do volume de desgaste; e (b) do coeficiente de desgaste em função da distância de rolamento considerando-se os diferentes valores de tamanho do abrasivo avaliados.

A Figura 8(a) apresenta a evolução de  $h$  em função de  $d$ , e o comportamento deste em função do tamanho de partícula abrasiva adotadas nos ensaios. Nota-se que, assim como nos casos apresentados anteriormente, o RPD é alcançado somente após uma profundidade de remoção ser superior à espessura da camada externa. A variação de  $Q$  e  $k$  no RPD, em função do tamanho das partículas abrasivas é apresentada na Figura 8(b). Nota-se ambos sofrem acréscimo com o incremento do tamanho das partículas abrasivas. Esse resultado provavelmente relaciona-se com a menor área de interação entre abrasivo-corpo de prova, a qual é decrescente com o tamanho das partículas (a redução da área de contato com o aumento do tamanho das partículas abrasivas resulta no incremento da pressão de contato, aumentando a  $Q$ ). Esse resultado está em consonância com

àquele apresentado por Sasada et al. [18], o qual demonstrou que o tamanho crítico (dimensões das partículas abrasivas a partir da qual o  $k$  torna-se constante), se dá a partir de 50  $\mu\text{m}$ .

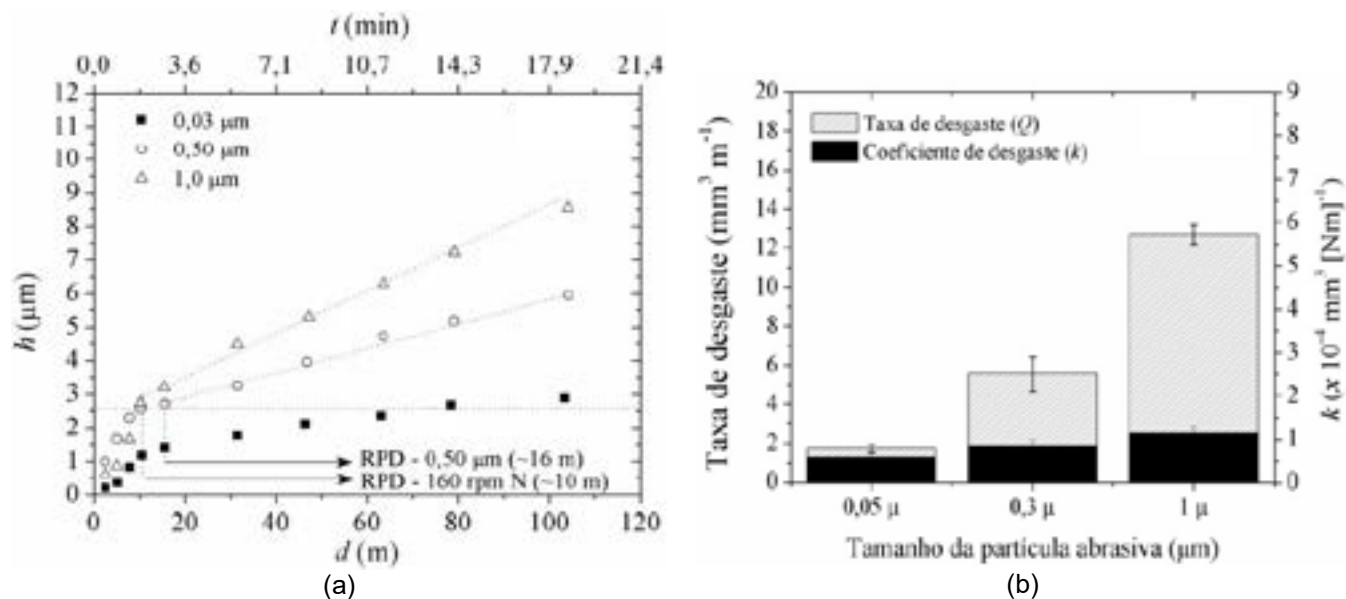


Figura 8. Variação (a) da profundidade da cratera de desgaste em função da distância de rolamento; e (b) da taxa e coeficiente de desgaste com o tamanho da partícula abrasiva.

As morfologias das crateras de desgaste geradas na amostra cementada, após (1) 10 m e (2) 104 m de deslizamento, utilizando abrasivos com tamanhos de (a) 0,05, (b) 0,30 e (c) 1,0  $\mu\text{m}$  são apresentadas na Figura 9. A partir desta, pode-se apontar que o aumento do tamanho das partículas abrasivas promove uma redução no mecanismo de desgaste por microrrolamento e um incremento na parcela de desgaste por riscamento. Neste caso, supõe-se que, a redução no tamanho do abrasivo promova um incremento na área de contato, reduzindo, assim, a pressão de contato, facilitando o movimento de rolamento do abrasivo. Com o acréscimo nas dimensões das partículas, a maior dispersão do seu tamanho, aliado ao maior percentual de partículas de maiores, são responsáveis pelo efeito mais proeminente do desgaste por riscamento com o aumento do tamanho dos abrasivos.

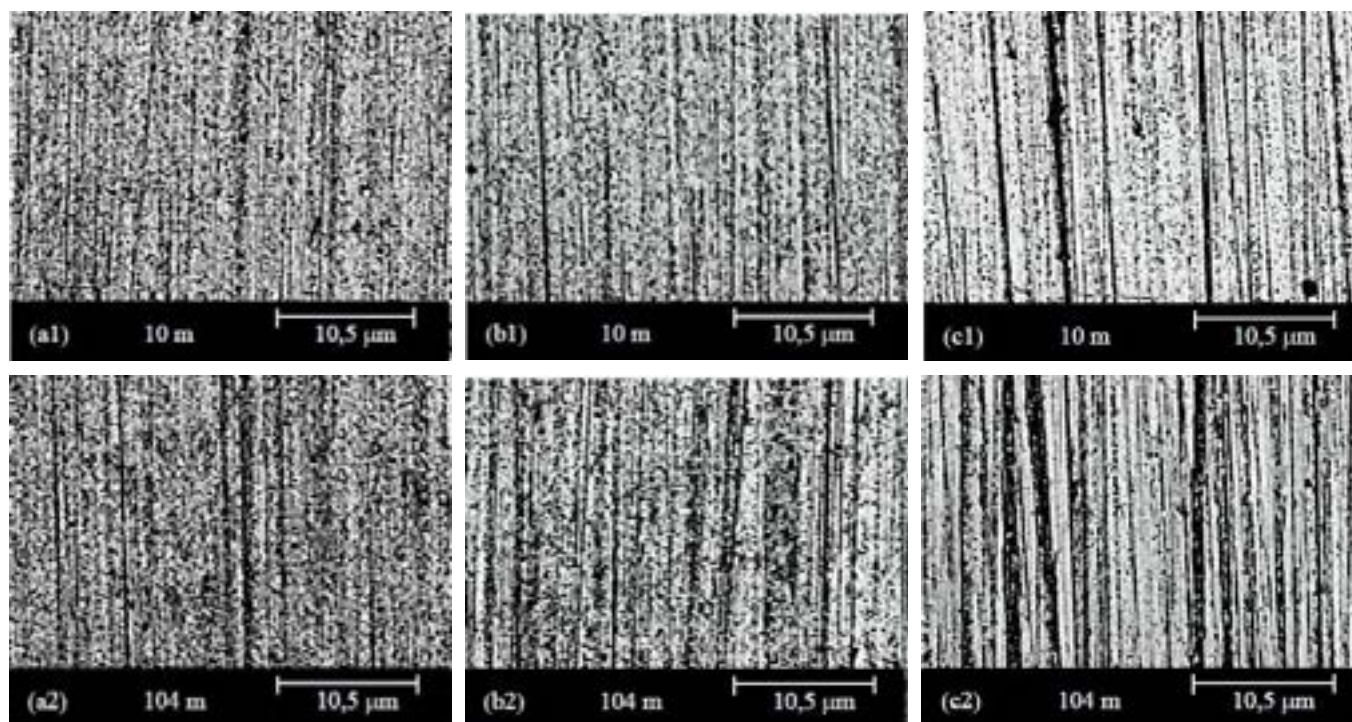


Figura 9. Morfologia das crateras de desgaste para as condições de carregamento de (a) 0,05  $\mu\text{m}$ , (b) 0,3  $\mu\text{m}$  e (c) 1,0  $\mu\text{m}$  sob distância de rolamento de (1) 10 m e (2) 104 m.



## 4 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos a partir dos testes realizados com o propósito de avaliar o efeito das variáveis do ensaio de desgaste microabrasivo sobre as características tribológicas do aço inoxidável martensítica AISI 420 cementado por plasma a baixa temperatura, pode-se concluir que:

- Os modos de desgaste predominantes correspondem aos mecanismos de desgaste por riscamento e micro-rolamento;
- O regime permanente de desgaste somente é alcançado após a profundidade da cratera de desgaste ser superior à espessura da camada externa cementada;
- A taxa de desgaste sofre acréscimo com o aumento da carga normal aplicada, enquanto que o coeficiente de desgaste sofre decréscimo;
- A taxa e o coeficiente de desgaste decrescem com o aumento da velocidade de rotação da esfera (contra-corpo);
- A taxa e o coeficiente de desgaste crescem com o incremento do tamanho das partículas abrasiva; e,
- Não verificou-se a transição dos modos de desgaste por riscamento para rolamento, dentro dos intervalos de permuta adotados para as variáveis de ensaio estudadas.

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] COZZA, R.C.; SUZUKI, R.S.; SCHON, C.G. Projeto, construção e validação de um equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa livre para a medição do coeficiente de atrito. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, v. 11, p. 117-124, 2014.
- [2] GEE, M.G.; GANT, A.J.; HUTCHINGS, I.M.; BETHKE, R.; SCHIFFMAN, K.; VAN ACKER, K.; POULAT, S.; GACHON, Y.; VON STEBUT, J. Progress towards standardisation of ball cratering. *Wear*, v. 255, pp. 1–13, 2003.
- [3] ARCHARD, J.F. Contact and rubbing of flat surfaces, *Journal of Applied Physics*, v. 24 (8), pp. 981-988, 1953.
- [4] BOSE, K.; WOOD, R.J.K. Optimum tests conditions for attaining uniform rolling abrasion in ball cratering tests on hard coatings. *Wear*, v 258, pp. 322-332, 2005.
- [5] JONES, A.H. Micro-scale abrasive wear of silicon nitride, sialon–TiB<sub>2</sub> composites and D2 tool steel using a multiple load method. *Wear*, v. 258, pp. 942–952, 2005.
- [6] BELLO J.O.; WOOD R.J.K. Micro-abrasion of filled and unfilled polyamide 11 coatings, *Wear*, v. 258, pp. 294–302, 2005.
- [7] COZZA, R.C. Estudo de desgaste atrito em ensaios microabrasivos por esfera rotativa fixa em condições de força normal constante e pressão constante. 327 f. Tese (Doutorado em Ciências) – Universidade de São Paulo, 2011.
- [8] KATO, K. Wear in relation to friction – a review. *Wear*, v. 241, pp. 151–157, 2000.
- [9] TREZONA, R.I.; ALLSOPP, D.N.; HUTCHINGS, I.M. Transitions between two-body and threebody abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test, *Wear*, v. 225-229, pp. 205-214, 1999.
- [10] SCHIFFMANN, K.I.; BETHKE, R.N.; KRISTEN, N. Analysis of perforating and nonperforating micro-scale abrasion tests on coated substrates. *Surface and Coatings Technology*, v. 200, pp. 2348–2357, 2005.
- [11] BOSE, K.; WOOD, R.J.K, Influence of load and speed on rolling micro-abrasion of CVD diamond and other hard coatings, *Diamond and Related Materials*, v. 12, pp. 753-756, 2003.
- [12] BELLO, J.O.; WOOD R.J.K. Grooving micro-abrasion of polyamide 11 coated carbon steel tubulars for downhole application, *Wear*, v. 255, pp. 1157–1167, 2003.
- [13] TREZONA, R.I.; HUTCHINGS, I.M. Three-body abrasive wear testing of soft materials, *Wear*, v. 233-235, pp. 209-221, 1999.

- [14] ZUM GAHR K.-H., *Microstructure and wear of materials*, Tribology Series, 10 – Elsevier Science Publishers B.V., Amsterdam, The Netherlands, 1987.
- [15] PINTAÚDE G. *Análise dos regimes moderado e severo de desgaste abrasivo utilizando ensaios instrumentados de dureza*, Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, São Paulo – SP, Brasil, 2002, 200 p.
- [16] KELLY, D.A.; HUTCHINGS I.M. A new method for measurement of particle abrasivity. *Wear*, v. 250, pp. 76-80, 2001.
- [17] ANDRADE, M.F.C.; MARTINHO, R.P.; SILVA, F.J.G.; ALEXANDRE, R.J.D.; BAPTISTA, A.P.M. Influence of the abrasive particles size in the micro-abrasion wear tests of TiAlSiN thin coatings. *Wear*, v. 267, pp. 12–18, 2009.
- [18] SASADA, T.; OIKE, M.; EMORI, N. The effect of abrasive grain size on the transition between abrasive and adhesive wear. *Wear*, v. 97, pp. 291-302, 1984.
- [19] ALLSOPP, D.N.; TREZONA, R.I.; HUTCHINGS I.M. The effects of ball surface condition in the micro-scale abrasive wear test, *Tribology Letters*, v. 5, pp 259-264, 1998.
- [20] SCHEUER, C.J.; POSSOLI, F.A.A.; BORGES, P.C.; CARDOSO, R.P.; BRUNATTO, S.F. AISI 420 stainless steel corrosion resistance enhancement by low-temperature plasma carburizing. *Electrochimica Acta*, v. 317, p. 70-82, 2019.
- [21] ANJOS, A.D.; SCHEUER, C.J.; BRUNATTO, S.F.; CARDOSO, R.P. Low-temperature plasma nitrocarburizing of the AISI 420 stainless steel: Microstructure and process kinetics. *Surface and Coatings Technology*, vol. 275, p. 51-57, 2015.
- [22] COZZA, R.C.; TANAKA, D.K.; SOUZA, R.M. Friction coefficient and abrasive wear modes in ball cratering test conducted at constant normal force and constant pressure – Preliminary results. *Wear*, v. 267, pp. 61-70, 2009.



## 40<sup>th</sup> SENAFOR

24<sup>th</sup> International Forging Conference

23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming

Conference / 7<sup>th</sup> BrDDRG Congress

10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

Centro de Eventos do Hotel Continental - Porto Alegre/RS

October 13-15, 2021

# CONTROLE DE QUALIDADE SUPERFICIAL DE DISCOS PARA ENSAIOS TRIBOLÓGICOS

Eduardo Bahmed <sup>(1)</sup>  
Jean C. Polleto <sup>(2)</sup>  
Liu Y. Barros <sup>(2)</sup>  
Gustavo Gehlen <sup>(2)</sup>  
Ney F. Ferreira <sup>(3)</sup>  
Patric D. Neis <sup>(3)</sup>

## ABSTRACT

Roughness control is an important factor in lubricated tribological tests. The main objective of this work is to develop a methodology for surface preparation of samples to be used in tribometer. Measurements were made of the roughness of the obtained discs. Initially, the discs were evaluated in a rectified surface finish, where the difference in roughness values was verified according to the direction of the measurement. Then, several discs were prepared in different finishes, being polishing and sanding in two granulometries: 600 and 1200. From the results obtained, different roughness parameters were analyzed: Arithmetic average height (Ra), Root mean square roughness (Rq), skewness (Rsk) and kurtosis (Rku). In comparison with Ra, the mean square roughness (Rq) proved to be more suitable as an amplitude parameter for the quantification of roughness. It was also verified the need for the statistical parameters Rsk and Rku for a complete evaluation of the roughness profiles. With the statistical parameters, it was possible to identify variations between the profile distributions of different surface finishes, even if they have similar Rq values. Finally, it was found that the surface finishing process of sanding with sandpaper 1200 is the most suitable for the preparation of used in lubricated tests in tribometers.

**Key words —** Roughness, roughness parameters, surface finishing, tribology.

<sup>(1)</sup> Mechanical Engineer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(2)</sup> Ph. D. researcher; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Laboratory of Tribology, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil

## RESUMO

O controle da rugosidade é um fator importante em ensaios tribológicos com lubrificação. O objetivo desse trabalho consiste em desenvolver uma metodologia para preparação superficial de corpos de prova a serem utilizados em tribômetro. Para isso, foram realizadas medições da rugosidade dos discos avaliados. Inicialmente os discos foram avaliados com acabamento superficial retificado, onde foi verificada diferença de valores de rugosidade conforme a orientação da medição realizada. Em seguida, diversas amostras foram preparadas em diferentes acabamentos, sendo eles polimento e lixamento em duas granulometrias: 600 e 1200. A partir dos resultados obtidos, foram avaliados diferentes parâmetros de rugosidade: rugosidade média ( $R_a$ ), rugosidade média quadrática ( $R_q$ ), assimetria ( $R_{sk}$ ) e curtose ( $R_{ku}$ ). Em comparação com  $R_a$ , rugosidade média quadrática ( $R_q$ ) se mostrou mais adequada como um parâmetro de amplitude para a quantificação da rugosidade. Também foi verificada a necessidade dos parâmetros estatísticos  $R_{sk}$  e  $R_{ku}$  para uma avaliação completa dos perfis de rugosidade. Com eles, foi possível identificar variações entre as distribuições dos perfis de diferentes acabamentos superficiais, mesmo que possuindo valores de  $R_q$  semelhantes. Por fim, foi constatado que o processo de acabamento superficial da lixa 1200 é o mais indicado para a preparação de amostras utilizadas em ensaios lubrificados em tribômetros.

**PALAVRAS-CHAVE** — Rugosidade, parâmetros de rugosidade, acabamento superficial, tribologia.

### 1. INTRODUÇÃO

O aumento contínuo das demandas por maior confiabilidade e eficácia das peças mecânicas e redução de perdas por atrito torna cada vez mais importante o estudo das propriedades das superfícies de contato, sendo a rugosidade uma das propriedades mais importantes. Para Sedlacek, Podgornik e Vizintin, 2008, é importante a realização de testes tribológicos com o monitoramento do atrito e análise da rugosidade, com o intuito de aprofundar o estudo do desgaste de materiais por fricção. Conforme Accadrolli e Verney (2017), para analisar o comportamento do desgaste dos materiais, a rugosidade deve ser controlada de maneira a reproduzir as condições de aplicabilidade do material. Segundo Sedlacek, Podgornik e Vizintin, 2008, o acabamento superficial do material, isto é, a rugosidade, é considerado um parâmetro fundamental para ensaios de contato lubrificado. Ainda segundo os autores, de forma geral, o atrito é menor com menores valores de rugosidade para contato com lubrificação.

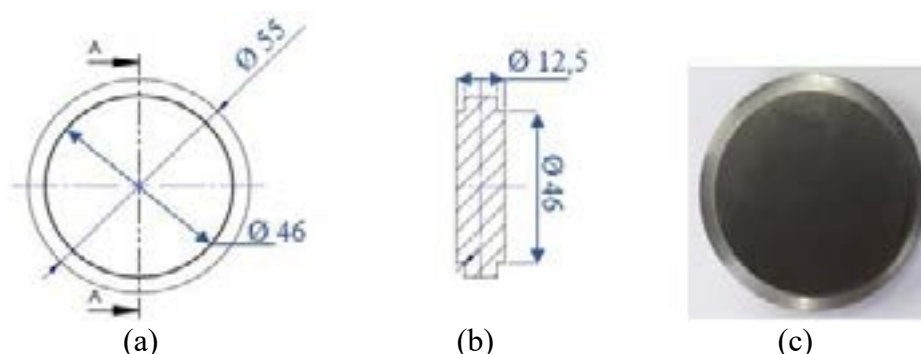
De acordo com Dowson, 1992, o aumento da rugosidade é responsável pelo aumento do coeficiente de atrito em testes de fricção com lubrificação, juntamente com a carga de contato e a velocidade aplicadas. Um dos principais recursos utilizados na linha de estudo da tribologia é a curva de Stribeck, que permite compreender como alguns fatores podem influenciar as mudanças dos regimes de lubrificação. A curva também possibilita observar como o coeficiente de atrito se comporta com a mudança de outros parâmetros de teste, como viscosidade do fluido de lubrificação, a carga aplicada no teste, a velocidade de deslizamento e a rugosidade dos materiais utilizados.

Dada a importância da rugosidade dos materiais sobre os processos tribológicos lubrificados, é fundamental que exista um controle sobre a rugosidade das superfícies dos corpos de prova antes da realização de ensaios tribológicos. O controle desta propriedade tem como propósito a padronização dos ensaios, visando uma melhor repetibilidade dos resultados, bem como maior confiabilidade na sua reprodução.

### 2. MATERIAIS E MÉTODOS

No caso específico onde insere-se este trabalho, os corpos de prova a serem utilizados em ensaios lubrificados em tribômetro são discos usinados e com acabamento retificado, de material aço

SAE 52100. O disco possui diâmetro da face interna de 46 mm, 55 mm de diâmetro externo e altura de 12,5 mm. Foram fabricadas 30 discos, cada um deles possuindo duas faces para a realização dos ensaios. A Figura 4.1 abaixo mostra as características geométricas dos corpos de prova.



**Figura 2.1** - Características geométricas do corpo de prova: (a) vista frontal contendo as dimensões [mm]; (b) vista lateral contendo as dimensões [mm]; (c) imagem da peça após ser retificada.

O processo experimental constituiu na realização de medições de rugosidade dos 30 discos retificados em suas duas faces no rugosímetro digital Mitutoyo SurfTest SJ-201P. As configurações utilizadas para a medição foram um comprimento de amostragem e configuração de ondas longas (cut-off) de 2,5mm, comprimento de avaliação de 7,5mm, resolução de 1,5 $\mu$ m e filtro gaussiano PC50.

Foram realizadas marcações em cada face dos discos para identificar a direção em que eles foram retificados. Para todas as faces dos discos, duas medições dos parâmetros de rugosidade foram realizadas em pontos distantes em 90° de cada amostra, nas orientações longitudinal e transversal em relação às marcas da retífica. A Figura 4.3 demonstra em um desenho esquemático as direções mencionadas, onde as linhas vermelhas representam as marcas da retífica e a seta azul representa o comprimento de avaliação realizado pelo rugosímetro durante para a medição.

A preparação das superfícies dos corpos de prova foi realizada utilizando lixas de diferentes níveis de granulometria. A técnica consistiu em lixar a face dos discos sucessivamente com lixas de granulometria cada vez menores, mudando-se a direção (90°) em cada lixa subsequente até desaparecerem os traços da lixa anterior (no caso do primeiro lixamento até o desaparecimento dos traços da retífica). Após o lixamento, visando um acabamento superficial isento de marcas, foi realizado o polimento manual na politriz de alguns discos utilizando pasta de alumina de 1 $\mu$ m. 29 discos passaram pelo procedimento em uma face, iniciando pela lixa granulometria de número 80 e passando para as lixas de número 360, 600, respectivamente. Depois, 15 destes discos foram lixados na granulometria de 1200 e, por fim, 6 discos foram polidos. Ao final do processo, o número de discos de acabamento nas lixas de granulometria 600, 1200 e do polimento são respectivamente 14, 9 e 6, conforme mostra a Tabela 4.1 abaixo.

**Tabela 2.1** - Número de peças para cada acabamento superficial.

Acabamento	Lixa 600	Lixa 1200	Polimento
Número de discos	14	9	6

Em seguida foram realizadas novas medições de rugosidade de todas as faces com o novo acabamento. A Figura 4.2 identifica a medição da rugosidade em um disco com o novo acabamento superficial após o processo de polimento.





Figura 2.2 - Medição de rugosidade na orientação transversal em um disco após o processo de polimento.

Os dados utilizados para a avaliação das novas medidas foram a rugosidade média quadrática ( $R_q$ ), que representa o desvio padrão da distribuição das alturas do perfil, a assimetria ( $R_{sk}$ ) do perfil de rugosidade e a curtose ( $R_{ku}$ ), indicando o achatamento da distribuição de pontos medidos no perfil. Também foram comparados os valores de  $R_q$  e  $R_a$  (medida mais comumente utilizada), a fim de demonstrar relação entre os parâmetros e validar a utilização de  $R_q$  como medida para análises da rugosidade média de corpos de prova.

O valor limite de cada processo de acabamento foi definido realizando uma análise de anomalias no perfil dos discos que apresentavam um valor de  $R_q$  discrepante do valor médio do processo. A partir daí, foi definido um valor de  $R_q$  de corte para cada processo. Pode-se observar na Tabela 2.2 abaixo os critérios estabelecidos para cada acabamento superficial, o número de discos rejeitados e a proporção de rejeição de cada processo de acabamento.

**Tabela 2.2** - Critério de aceitação, número de discos rejeitados e proporção de rejeição para cada processo de acabamento superficial.

	<b>Lixa 600</b>	<b>Lixa 1200</b>	<b>Polimento</b>
<b>Número de Discos</b>	14	7	5
<b>Critério de Aceitação</b>	$R_q < 0,2 \mu\text{m}$	$R_q < 0,1 \mu\text{m}$	$R_q < 0,1 \mu\text{m}$
<b>Número de Discos Rejeitados</b>	2	1	3
<b>Proporção de Rejeição do Processo [%]</b>	14,29	14,29	60

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A aplicação da metodologia previamente proposta resultou na medição de valores de rugosidade média quadrática para os quatro tipos de acabamento superficial dos discos em ambas as orientações de medição propostas. O valor médio desses resultados, bem como o desvio padrão, tanto para as direções longitudinal e transversal, quanto geral, junto com o número de amostras e o tempo de preparo de cada processo podem ser vistos na Tabela 3.1 especificados abaixo.

**Tabela 3.2** Valores médios de  $R_q$  e seu desvio padrão para os diferentes processos de acabamento superficial.

	<b>Discos Retificados</b>	<b>Lixa 600</b>	<b>Lixa 1200</b>	<b>Polimento</b>
<b>Número de Peças Medidas</b>	60	14	7	5
<b>Tempo de Preparo [minutos]</b>	-	20	25	55
<b><math>R_q</math> Médio Longitudinal [<math>\mu\text{m}</math>]</b>	0,749	0,161	0,067	0,112
<b><math>R_q</math> Médio Transversal [<math>\mu\text{m}</math>]</b>	1,385	0,141	0,061	0,086
<b><math>R_q</math> Médio Geral [<math>\mu\text{m}</math>]</b>	1,067	0,151	0,064	0,099
<b>Desvio Padrão <math>R_q</math> Longitudinal</b>	0,178	0,075	0,023	0,067
<b>Desvio Padrão <math>R_q</math> Transversal</b>	0,366	0,102	0,017	0,055
<b>Desvio Padrão Geral</b>	0,24	0,067	0,035	0,06

Em uma análise inicial dos valores médios de  $R_q$  e seus respectivos desvios padrão, é possível verificar uma diferença considerável de valores na comparação das direções longitudinal e transversal para os discos retificados, devido a esse acabamento superficial ainda ser considerado grosseiro para a aplicação proposta. Essa variação de medida em relação à orientação não é verificada a partir do acabamento superficial da lixa de granulometria 600. O gráfico abaixo (Figura 3.1) ilustra esse comparativo, onde as colunas e suas barras de erro demonstram os valores médios da rugosidade média quadrática e seu desvio padrão, respectivamente.

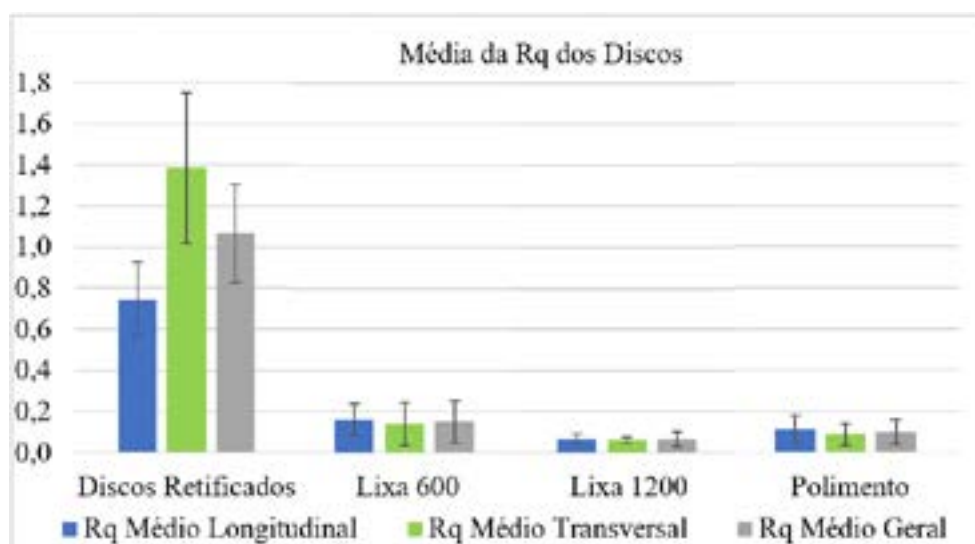


Figura 3.2 - Valores médios de  $R_q$ (colunas) e seu desvio padrão (barra de erro) para os diferentes processos de acabamento superficial.

Ao comparar as distribuições acumuladas das duas orientações - longitudinal e transversal - medidas nos discos retificados, fica claro que a direção da medição é extremamente relevante para o valor de rugosidade nesse tipo de acabamento superficial. A Figura 3.2 elucida a comparação entre as duas curvas de distribuição da densidade de probabilidade do perfil pelos valores de rugosidade, e manifesta uma expressiva desigualdade das duas distribuições.

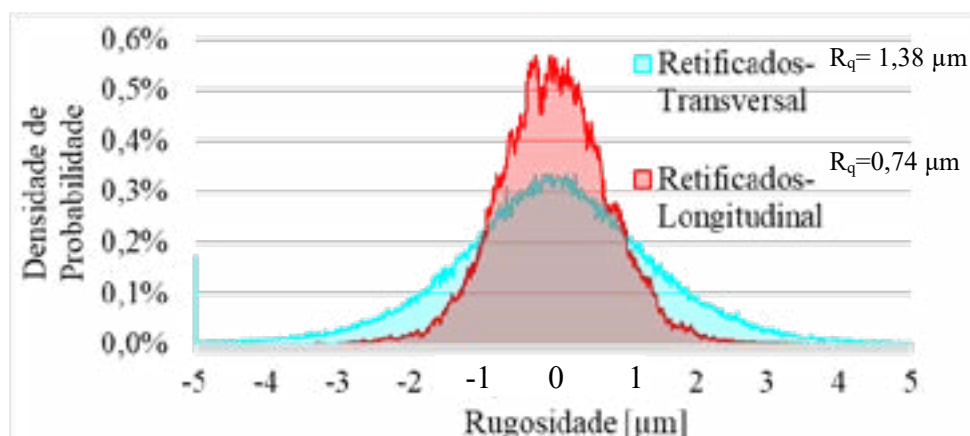
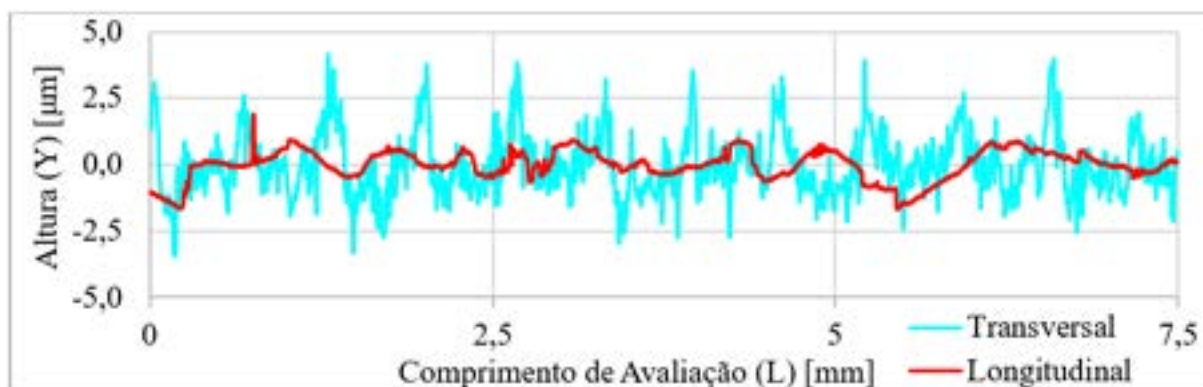


Figura 3.2 - Gráfico de densidade de probabilidade pelo valor de rugosidade para os discos retificados nas orientações transversal(azul) e longitudinal(vermelho).

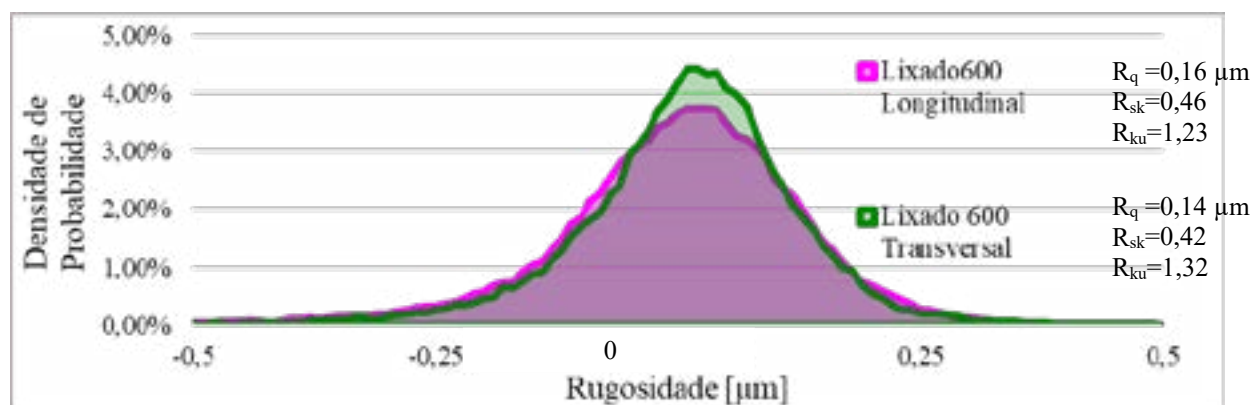
Contrapondo os perfis ao longo do eixo de medição, fica nítida a diferença entre seus comportamentos, sendo o perfil transversal mais bem definido em relação ao perfil longitudinal. Isso ocorre porque a medição transversal atravessa ortogonalmente as marcas da retífica, enquanto a medição longitudinal depende do alinhamento do rugosímetro com os traços da retificação. A Figura 3.3 abaixo ilustra a comparação entre os dois perfis medidos em um corpo de prova.



**Figura 3.3** - Disco retificado 5-B: Comparação entre perfil transversal(azul) e longitudinal(vermelho)

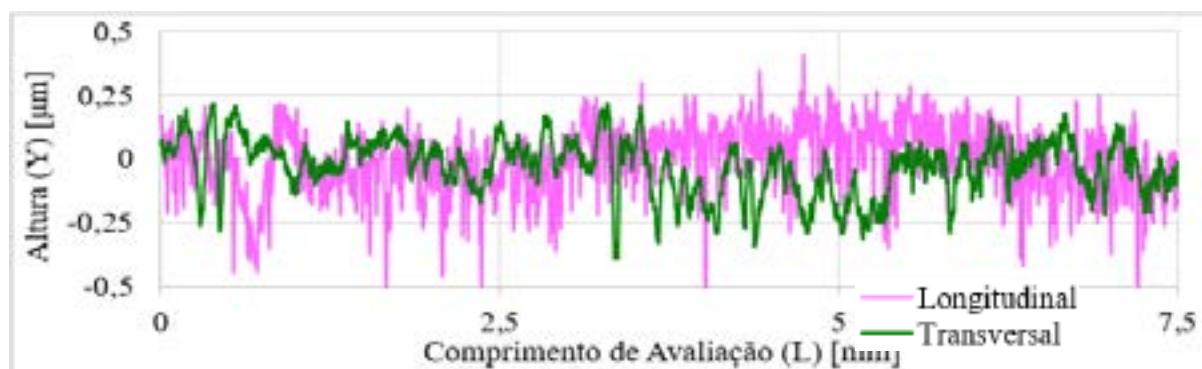
Analisando o gráfico da densidade de probabilidade da Figura 3.2, percebe-se que distribuição transversal se mostra mais “achatada”, ou seja, possui frequência maior de picos e vales ao longo de seu perfil avaliado, enquanto a distribuição longitudinal apresenta uma menor frequência e uma maior quantidade de valores próximos à linha média de rugosidade. Também é possível verificar a diferença de alturas avaliadas no perfil ao realizar a comparação dos perfis em suas diferentes orientações na Figura 3.3. Durante o ensaio, o pino fará contato com o disco em um raio de 15mm, nesse trajeto ocorrerá uma transição de valores de rugosidade entre transversal e longitudinal. Portanto, além dos altos valores de  $R_q$ , o disco retificado apresentará oscilações nos valores rugosidade em um ensaio, não sendo recomendado esse acabamento superficial para esta aplicação.

Realizando a mesma comparação das distribuições acumuladas nas duas orientações propostas, desta vez para os discos com acabamento superficial da lixa 600, baseando-se nos valores apresentados na Figura 3.1, a direção de medição já não demonstra ser relevante para os valores de  $R_q$  das amostras. Pode-se perceber na Figura 3.4, porém, que as distribuições acumuladas em uma escala ampliada de ambas as orientações ainda apresentam uma pequena diferença entre as duas curvas.



**Figura 3.4** - Gráfico de densidade de probabilidade pelo valor de rugosidade para os discos na lixa 600 nas orientações transversal(verde) e longitudinal(rosa).

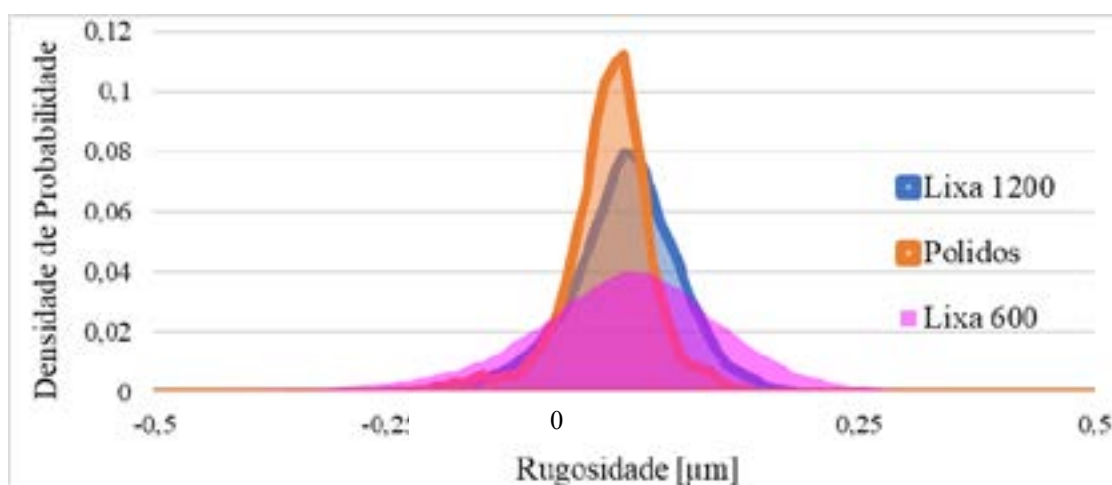
Ao avaliar o comportamento dos perfis longitudinal e transversal, é perceptível uma diferença de padrões, como frequência de oscilações e número de picos e vales ao longo do eixo avaliado, mesmo que os valores médios sejam semelhantes. A Figura 3.5 demonstra essa disparidade com um exemplo de superposição dos perfis medidos em uma mesma face do disco.



**Figura 3.5** - lixa 600. Disco 13-A: Comparação entre perfil transversal(verde) e longitudinal(rosa).

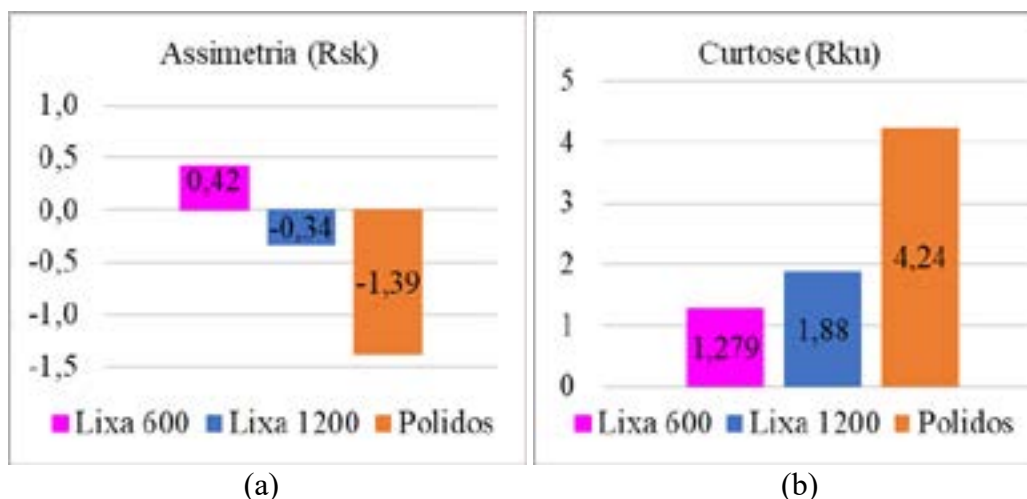
Visto que os perfis em questão mostram padrões diferentes, a lixa 600 não se mostra refinada o suficiente para remover por completo as variações de perfil de acordo com a orientação da medição. Porém, as informações de amplitude e valores de rugosidade média ( $R_a$ ) e rugosidade média quadrática ( $R_q$ ) se mantêm similares. Além das informações de amplitude, os parâmetros estatísticos  $R_{sk}$  e  $R_{ku}$  nas distribuições apresentadas na Figura 3.4 também não exibem diferenças relevantes de valores. Outras comparações de perfil podem ser observadas no apêndice A. Portanto, para o estudo realizado, a partir do acabamento superficial da lixa 600 pode-se considerar que a orientação da medição não tem importância significativa para os valores de rugosidade analisados.

A fim de realizar uma comparação geral entre os processos de acabamento superficial propostos, a Figura 3.6 mostra a distribuição das rugosidades resultantes dos processos analisados após o descarte dos perfis anômalos. Apesar da semelhança nos valores de  $R_q$  para os discos polidos e os discos finalizados na lixa 1200, é nítida uma diferença entre suas distribuições.



**Figura 3.6** - Gráfico de densidade de probabilidade pelo valor de rugosidade para os discos na lixa 600, na lixa 1200 e polidos.

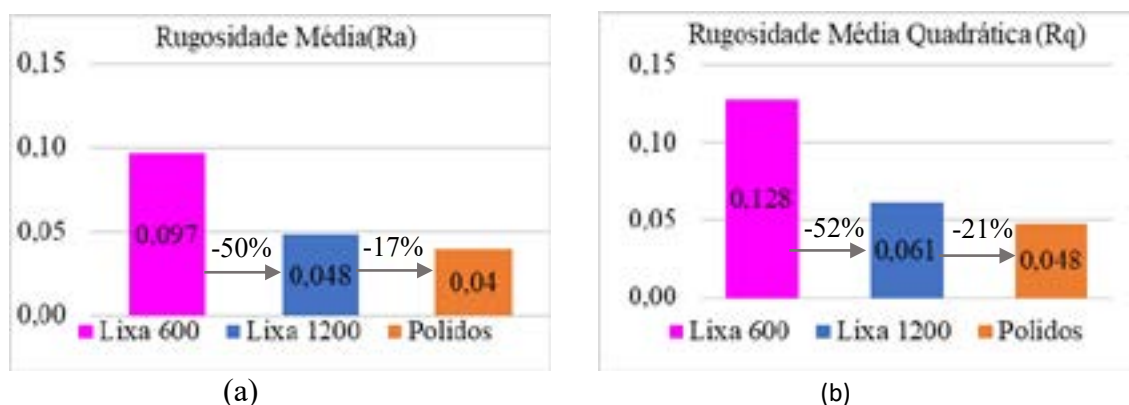
A principal observação é que, mesmo apresentando valores muito próximos de  $R_a$  e  $R_q$ , as distribuições dos discos polidos e dos discos tratados na lixa 1200 apresentam diferenciações evidentes. Nota-se que a curva da distribuição dos discos polidos é mais acentuada que a curva da lixa 1200 e que, por sua vez, se mostra mais aguda que a distribuição da lixa 600. De mesmo modo, é perceptível um deslocamento da curva da distribuição dos discos polidos em relação ao zero do eixo de rugosidade, fato esse menos visível nas distribuições dos discos lixados. As observações citadas podem ser mensuradas utilizando dois parâmetros de rugosidade, a assimetria e a curtose das distribuições, como mostra a Figura 3.7.



**Figura 3.7** - Gráfico comparativo dos parâmetros de rugosidade: (a) assimetria Rsk; (b) Curtose Rku.

Os valores mais altos de curtose retratados no processo de polimento, seguido da lixa 1200, justificam a maior acuidade das curvas de densidade de probabilidade citadas acima, já que maiores valores de curtose indicam distribuições mais agudas. Isso significa que o processo de polimento possui uma maior concentração de pontos próximo à sua média, ou seja, uma menor quantidade de picos altos e vales profundos. Para os valores de assimetria ilustrados acima, a distribuição do processo de acabamento na lixa 600 apontou um valor positivo, o que significa que as lixas finalizadas nesse processo tendem a apresentar valores de picos mais altos que os demais. O valor de Rsk da curva dos discos polidos apresentou um valor negativo e inferior à lixa 1200. É observável uma diferença entre os lados esquerdo e direito dessa distribuição na Figura 3.6, sendo a curva do lado direito da distribuição mais íngreme que a curva do lado esquerdo. Isso ocorre porque o grão do polimento tem a capacidade de remover os picos da face submetida ao processo. Porém, como o refino é muito alto, é incapaz de alcançar a profundidade necessária para a remoção dos vales.

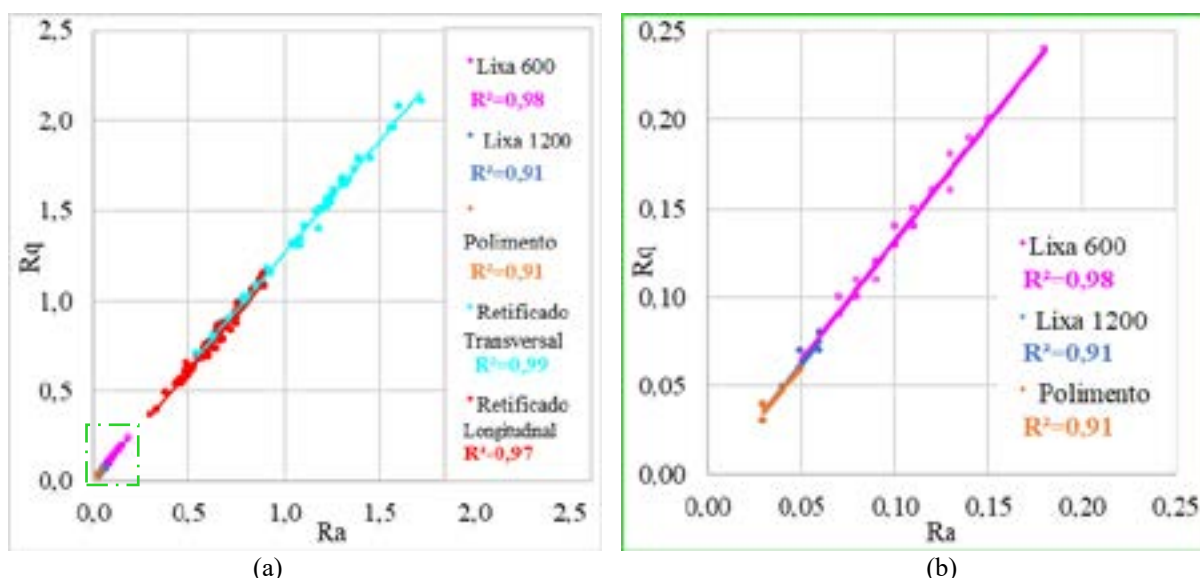
Tanto a rugosidade média Ra, quanto a rugosidade média quadrática Rq, representam parâmetros de amplitude para a quantificação da rugosidade do perfil em um único valor. Com o intuito de demonstrar a relação entre esses parâmetros, a Figura 3.8 abaixo mostra os valores médios para cada acabamento superficial dos dois parâmetros, assim como a diferença entre os valores médios para cada processo.



**Figura 3.8** - Gráfico dos valores médios dos parâmetros de rugosidade [ $\mu\text{m}$ ]: (a) Rugosidade média Ra; (b) Rugosidade média quadrática Rq.

Ao avaliar os valores médios de rugosidade média Ra e rugosidade média quadrática Rq apresentados acima, percebe-se que a relação entre a variação dos valores se mantém em todos os processos de acabamento superficial analisados, assim como o decréscimo percentual dos valores de Ra e Rq. Para ratificar que a relação é mantida, a Figura 3.9 vincula todos os valores desses parâmetros obtidos nas medições dos corpos de prova realizadas, onde a Figura 3.9a mostra a relação em todos os processos e a Figura 3.9b destaca esse comportamento para as amostras lixadas e polidas.





**Figura 3.9** - Curva comparativa entre Ra(horizontal) e Rq(vertical) de cada acabamento superficial: (a)retifica lixas e polimento; (b)lixas e polimento.

Após analisar as curvas de comparação dos dois parâmetros entre as medições realizadas, fica claro que a relação entre Ra e Rq se mantém em todos os processos, não sendo dependente do processo de acabamento superficial. Além disso, os valores encontrados correspondem a valores previamente verificados na literatura: Segundo Hutchings e Shipway, 2017, o valor de Rq é em torno de 1,25 vezes o valor de Ra para distribuições de alturas da superfície que não apresentam marcas ou defeitos significativos.

#### 4. CONCLUSÃO

O processo de acabamento superficial por polimento, quando bem executado apresenta bons resultados para os parâmetros de rugosidade analisados. Porém, as medições realizadas nos discos polidos evidenciaram muito mais anomalias em relação aos discos lixados em ambas as granulometrias (600 e 1200), manifestando uma taxa de reprovação de peças mais expressiva. Além disso, foi necessário um acréscimo excessivo no tempo de preparo para cada amostras desse acabamento superficial. Em comparação com a lixa 1200, são necessários 30 minutos a mais para a preparação do disco, o que representa 220% do tempo de preparação do processo de lixamento mais refinado. Portanto, o processo apresenta pouco controle na variável de entrada (rugosidade) para o ensaio e não apresenta confiabilidade para sua aplicação, pois os valores de rugosidade para esse processo são de menor repetibilidade quando comparado aos outros processos de acabamento.

Os corpos de prova submetidos ao processo de acabamento superficial da lixa 1200 apresentaram os melhores resultados. Os valores de Rq do processo da lixa 1200 se aproximaram dos valores obtidos pelo polimento. Esse procedimento também apresentou as melhores taxas de aprovação dos corpos de prova, junto com a lixa 600, e com perfis mais bem definidos. Assim sendo, após esse estudo, é verificado que os discos preparados na lixa 1200 são os mais recomendados para a utilização de ensaios lubrificadas em tribômetro.

Por fim, pode-se destacar a utilização da rugosidade média quadrática (Rq) como o principal parâmetro de rugosidade para o controle das amostras, já que Rq apresenta alterações de valores mais significativas que Ra em variações imprevistas do perfil de rugosidade. Apesar de Rq reproduzir bons resultados para controle de rugosidade, para uma compreensão mais completa dos perfis e suas

#### REFERÊNCIAS

ACCADROLLI, Gláucio; DE VERNEY, João Carlos Krause. **Desenvolvimentos de um dispositivo para ensaios tribológicos do tipo pino-sobre-disco**. 6º Seminário de Inovação e Tecnologia do IFSul, 7 a 9 de novembro, 2017. Sapucaia, RS, Brasil.

BHUSHAN, Bharat. **Principles and applications of tribology**. 2ª ed. John Wiley & Sons, 2013.

- DONG, W.P; SULLIVAN, P.J; STOUT, K.J. **Comprehensive study of parameters for characterizing three-dimensional surface topography III: Parameters for characterising amplitude and some functional properties.** Wear journal 178 (1994) p. 29-43, Elsevier, 1993.
- DOWSON, Duncan. **Developments in lubrication – the thinning film.** Journal of Physics D: Applied Physics, Volume 25, 1992.
- GADELMAWLA, E.S; KOURA, M.M; MAKSOU, T.M.A; ELEWA, I.M; SOLIMAN, H.H. **Roughness parameters.** Journal of Materials Processing Technology 123 (2002) p. 133-145, Elsevier, 2002.
- GOLDENBERG, Mirian. **A arte de pesquisar.** Rio de Janeiro: Record, 2004.
- HUTCHINGS, Ian; SHIPWAY, Philip. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials.** 2<sup>a</sup> ed. Elsevier, 2017.
- MACHADO, Alisson Rocha; ABRÃO, Alexandre Mendes; COELHO, Reginaldo Teixeira; ABRÃO, Alexandre Mendes; DA SILVA, Márcio Bacci. **Teoria da Usinagem dos Materiais.** 1<sup>a</sup> ed. São Paulo: Edgar Blücher, 2009.
- SEDLASEK, M.; PODGORNIK, B.; VIZINTIN, J. **Influence of surface preparation on roughness parameters, friction and wear.** Wear Journal 266 (2009) p. 482-487, Elsevier, 2008.
- SEGY, D.Z; HWANG, P. **Friction control by multi-shape textured surface under pin-on-disc test.** Tribology international 91 (2015) p. 111-117, Elsevier, 2015.



## **TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO NA SUPERFÍCIE DE AÇOS INOXIDÁVEIS ATRAVÉS DO IMPACTO DE MICROJETOS E ONDAS DE CHOQUE CAUSADOS POR VIBRAÇÃO ULTRASSÔNICA EM FASE LÍQUIDA: CAVITAÇÃO**

### ***STRAIN INDUCED MARTENSITIC TRANSFORMATION FROM MICROJETS IMPACT AND SHOCK WAVES ON THE SURFACE OF STAINLESS STEELS CAUSED BY ULTRASONIC VIBRATION IN LIQUID PHASE: CAVITATION***

Silvio F. Brunatto<sup>1</sup>, Rodrigo P. Cardoso<sup>2</sup>, Leonardo L. Santos<sup>3</sup>

<sup>(1)</sup> Full Prof. Dr. Ing. (Invited speaker); Federal University of Parana, Brazil, brunatto@ufpr.br

<sup>(2)</sup> Assoc. Prof. Dr. Ing.; Federal University of Santa Catarina, Brazil

<sup>(3)</sup> Dr. Ing.; Cavitation Division of Plasma and Powder Technology Laboratory (UFPR), Brazil

#### **Resumo**

O presente trabalho tem por objetivo apresentar os primeiros resultados obtidos envolvendo os estudos da transformação martensítica induzida por deformação a partir dos impactos de microjetos e ondas de choque na superfície de aços inoxidáveis, advindos da cavitação em ensaios usando vibração ultrassônica, realizados pelo Grupo de Tecnologia de Fabricação Assistida por Plasma e Metalurgia do Pó (CNPq/UFPR) a partir da Divisão de Cavitação do Laboratório de Tecnologia de Pós e Plasma (LTPP) da Universidade Federal do Paraná. Os estudos aqui apresentados, inicialmente, envolvem aços inoxidáveis contendo em suas microestruturas dois tipos distintos de austenita, no caso, um martensítico macio CA-6NM, o qual pode apresentar de 10 até 30% de austenita revertida advinda de seu revenimento à altas temperaturas (próximas de 620 °C) e, o outro, um austenítico 304 solubilizado típico, o qual apresenta austenita à temperatura ambiente praticamente em toda a sua microestrutura. De forma conclusiva, é aqui apresentado o mecanismo que antecede ao processo de desgaste erosivo por cavitação nos aços inoxidáveis contendo fase austenita aqui estudados, resultados estes que comprovam que os esforços de cavitação, deformando a superfície ensaiada, levam o processo de transformação de fase (austenita→martensita) induzida, bem como a deformação da martensita formada, a definir a transição entre os estágios de incubação e de aceleração, retardando, assim, o início do processo de perda de massa dos materiais aqui estudados.

Palavras-chave: Cavitação, Vibração ultrassônica, Transformação martensítica induzida por deformação, Aços inoxidáveis, Austenita estável, Austenita revertida.

#### **Abstract**

*The present work aims to present the first results obtained from studies of strain induced martensitic transformation from microjets impact and shock waves on the surface of stainless steels, arising from cavitation in tests using ultrasonic vibration, carried out by the Plasma Assisted Manufacturing Technology and Powder Metallurgy Group (CNPq/UFPR) from the Cavitation Division of the Plasma and Powder Technology Laboratory (LTPP) of the Federal University of Paraná. The studies presented here were initially carried out using stainless steels*

*containing in their microstructures two distinct types of austenite, in this case, the CA-6NM soft martensitic steel, which can present from 10 to 30% of reversed austenite resulting from its tempering at high temperatures (close to 620 °C), and the other one, the solubilized 304 austenitic steel, which presents austenite at room temperature practically throughout its microstructure. Conclusively, the mechanism that precedes the erosive wear process by cavitation in the studied stainless steels containing austenite phase is presented here, which results prove that the cavitation efforts deforming the tested surface lead to the (austenite→martensite) strain induced transformation as well as the deformation of the formed martensite to define the transition between the incubation and acceleration stages, thus delaying the beginning of the mass loss process of the materials studied here.*

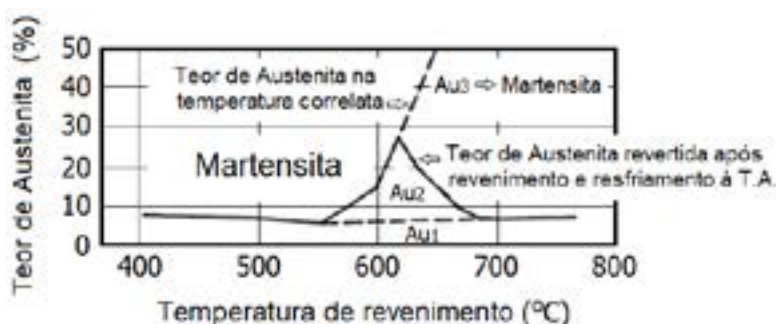
*Keywords: Cavitation, Ultrasonic vibration, Strain induced martensitic transformation, Stainless steels, Stable austenite, Reversed austenite.*

## 1. INTRODUÇÃO

O aço CA-6NM é um típico representante dos aços inoxidáveis martensíticos macios ao Cr-Ni-Mo (AIMMs). Os AIMMs cujos desenvolvimentos iniciaram-se ao final dos anos 50, com o objetivo de melhorar a soldabilidade relativamente pobre dos aços inoxidáveis ao Cr, normalmente apresentam baixo teor de C (< 0,06% C), 12-17% Cr, 1,5-6,0% Ni e 0,4-2,0% Mo [1,2]. Em relação à microestrutura do aço CA-6NM [3], importantes frações de fase austenita (normalmente chamada de austenita revertida) podem se formar durante o tratamento de revenimento deste aço quando realizado em temperaturas na faixa de 600-620 °C, o que se deve à presença de Ni na sua composição. Pois, o Ni expande o campo da austenita (fase  $\gamma$ ), no diagrama de equilíbrio, compensando assim a sua grande redução no teor de C, que é o principal componente estabilizador da fase  $\gamma$ , nas ligas ferrosas [1,2]. A excelente tenacidade deste aço deve-se justamente à presença desta fase precipitada entre as agulhas de martensita, o que ocorre na forma de lamelas ultrafinas com comprimentos de ~100-500 nm [3]. De acordo com Song et. al (2010), sua alta tenacidade, temperabilidade, soldabilidade, resistência mecânica e à erosão por cavitação, torna este aço um dos mais aplicados em sistemas hidrodinâmicos, na fabricação de rotores de grandes turbinas e bombas [4]. Assim, tal qual observado no CA-6NM, a Fig. 1 mostra os três tipos de austenita que podem existir nos AIMMs em função da temperatura de revenido: i) austenita residual estável (Au1) em até ~7% em volume, remanescente da transformação da liga; ii) austenita (revertida) estável finamente dispersa (Au2), a qual se forma para até ~28% (a ~615 °C), ficando estável à temperatura ambiente (T.A.), após o revenido; e, iii) austenita instável (Au3) que se precipita acima de ~615 °C e é transformada em martensita durante o resfriamento do aço até a T.A. [1].

Por outro lado, os chamados aços inoxidáveis austeníticos (AIAs) contendo estrutura austenítica (fase  $\gamma$ ) metaestável são também amplamente utilizados em diversas áreas da indústria, com destaques para a indústria automotiva, na medicina, na indústria de processamento de alimentos, bem como na indústria ferroviária [1,2]. Um exemplo típico deste grupo de aços é o 304, muito utilizado também em sistemas hidrodinâmicos, por apresentar boa resistência tanto à cavitação quanto à corrosão em diversos meios. Os AIAs apresentam limite de resistência ao escoamento mínimo de ~210 MPa, porém são não-temperáveis [2]. Esta última característica dos AIAs merece ser enfatizada, pois não são passíveis de endurecimento por transformação (martensítica) via tratamento térmico [5]. Entretanto, os AIAs com menos elementos de liga, tais como as ligas 302 e 304, tendem a apresentar transformação martensítica induzida por deformação  $\gamma \rightarrow \alpha'$  (de austenita para martensita). Isto ocorre porque a fase  $\gamma$  é metaestável quando obtida a partir de práticas usuais de tratamento térmico, tais como a solubilização [2,6]. Essa característica de se transformar sob deformação tem também uma contribuição fundamental no desenvolvimento de materiais destinados à fabricação de componentes que operam sob regime de cargas cíclicas de sub choque ou de

desgaste abrasivo [7]. Um exemplo bem conhecido do uso de transformação martensítica induzida por deformação ocorre em processos envolvendo fricção (por deslizamento a seco) que podem promover tanto o endurecimento por trabalho efetivo quanto superfícies de alta qualidade, ou seja, podendo ser usados inclusive como tratamento de acabamento [7]. Além disso, a transformação induzida por deformação  $\gamma \rightarrow \alpha'$  é a principal responsável por aumentar a resistência à erosão por cavitação de AIs [8], sendo, este, um resultado da significativa deformação causada pelo impacto de microjatos e ondas de choques ultrassônicas colidindo com a superfície do material sob cavitação.



**Figura 1.** Influência da temperatura de revenido no teor de austenita do aço grau 12 Cr / 6 Ni / 1,5 Mo, segundo Kulmburg et al. (1981), adaptado da ref. [1]. Au1: austenita residual estável super-resfriada durante a transformação  $\gamma$ - $\alpha$ ; Au2: austenita do revenimento, estável e finamente dispersa; Au3: austenita instável que se transforma em martensita durante resfriamento da temperatura de revenimento.

Assim, no presente trabalho, procurou-se empregar uma técnica não-destrutiva de caracterização de materiais, no caso a Difração de Raio-X (DRX), para investigar de modo detalhado como a transformação induzida por deformação ocorre em aços inoxidáveis contendo a fase austenita. De forma prática, é mostrado aqui o mecanismo que antecede ao processo de desgaste erosivo por cavitação de dois importantes tipos de aços inoxidáveis contendo fase austenita (um martensítico, o CA-6NM e um austenítico, o 304), compreendendo os primeiros resultados de um estudo maior [9], inicialmente apresentados em [4,5], abrangendo a transformação martensítica induzida por deformação a partir da transferência de *momentum* proveniente das ondas de choques ultrassônicas e dos microjatos causados pela implosão (colapso) das bolhas, incidindo na superfície de aços inoxidáveis submetidos a esforços da cavitação através de ensaios usando vibração ultrassônica em fase líquida.

## 2. CAVITAÇÃO

Conforme apresentado em [10], a erosão por cavitação de metais é caracterizada por impactos locais de fluido (microjatos) contra a superfície metálica devido ao colapso (implosão) das bolhas, resultando na perda progressiva do material original da superfície sólida, na vizinhança ativa dentro de um líquido. Alguns problemas associados à cavitação são vibrações em máquinas hidráulicas, aumento no arrasto hidrodinâmico e mudança no fluxo hidrodinâmico, ruído, efeitos térmicos e de luz como luminescência, além do desgaste por erosão (normalmente evidenciado nas paredes de pás de hélices de embarcações e de rotores de turbinas e de bombas de recalque) [11]. O desgaste por erosão tem exigido atenção especial dos pesquisadores e engenheiros principalmente em usinas de geração de energia. Isso é devido aos altos custos associados à manutenção preventiva e corretiva de componentes de máquinas hidráulicas, que são continuamente expostos à cavitação. Rayleigh foi o primeiro a estudar o fenômeno da cavitação resultando na erosão em hélices de navios, em 1917 [12]. Em resumo, o processo de erosão por cavitação consiste em um sistema tribológico sólido-líquido, o qual envolve o crescimento e o colapso das bolhas devido às flutuações da pressão local [13]. O colapso das bolhas implica na formação de microjatos líquidos colidindo com a superfície sólida, gerando ondas de choque com altas pressões [14]. Além disso, conforme



apresentado em [15], a agressividade do fluxo cavitante em superfícies tende a causar pulsos de pressão com amplitudes muito altas (acima de 1 GPa) com durações muito curtas ( $\sim 1\text{ns}$ - $1\mu\text{s}$ ) em áreas muito pequenas (aproximadamente poucos  $\mu\text{m}^2$ ) [13-15].

No ensaio de cavitação [16], conforme apresentado em [10], a partir da curva obtida de erosão cumulativa (ou perda de massa cumulativa - *CML*) do material em função do tempo de teste, podem ser vislumbrados os principais estágios da cavitação, no caso os estágios de incubação, aceleração, máxima taxa de erosão, desaceleração e, finalmente, terminal. O período de incubação nominal (*NIP*) é caracterizado como o estágio inicial do padrão 'taxa de erosão – tempo', durante o qual a taxa de erosão é nula ou negligenciável, quando comparada com as taxas dos demais estágios posteriores. Por sua vez, a máxima taxa de erosão (*MER*) é definida como a taxa de erosão instantânea máxima em um teste que exhibe tal máximo seguido por taxas de erosão decrescentes. Por fim, define-se taxa de erosão média (*AER*) a erosão cumulativa (expressa em unidade de massa) dividida pela correspondente duração de exposição cumulativa (expressa em unidade de tempo).

### 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os materiais empregados neste trabalho foram o AIMM ASTM A743/A743M classe CA-6NM, apresentando uma composição de 0,025% C - 0,91% Mn - 0,508% Si - 12,51% Cr - 3,9% Ni - 0,459% Mo - 0,024% P - 0,02% S e balanço em Fe e o AIA ABNT 304 (contendo 18,7% Cr - 8,0% Ni - 1,4% Mn - 0,5% Si, traços de P e S e balanço em Fe). As amostras na forma de paralelepípedos foram cortadas nas dimensões de 30 x 20 x 10 mm, via técnica de eletroerosão a fio, seguindo-se a têmpera e o revenimento a 620 °C para as amostras do CA-6NM e o tratamento de solubilização a 1065 °C, para um tempo de 1 h, para as amostras do 304, tendo sido cuidadosamente polidas posteriormente. O teste de erosão por cavitação foi realizado de modo indireto de acordo com a norma ASTM G32-10 [16]. Visando a repetibilidade dos resultados, três amostras de cada aço foram cavitadas para um tempo total de 900 min, o que foi suficiente para determinar a máxima taxa de erosão (*MER*) e o período de incubação nominal (*NIP*) para os estudos realizados. Padrões de DRX e microdureza foram cuidadosamente obtidos sobre as regiões cavitadas, para os tempos de ensaio testados, visando estimar a variação das quantidades das frações volumétricas das fases austenita ( $\gamma$ ) e martensita ( $\alpha'$ ) a partir da transformação da fase austenita, causada pelos esforços de cavitação nas superfícies testadas, bem como determinar o alcance na qual este efeito ocorre, a partir da medição de sua real profundidade.

A caracterização da transformação martensítica induzida por deformação  $\gamma \rightarrow \alpha'$  devido à cavitação foi dividida em duas partes. A primeira parte visou determinar o tempo de teste de cavitação acumulado necessário para conduzir a transformação para o seu fim. Neste caso, uma mesma região de amostras de ambos os aços foi submetida a tempos de teste de cavitação variando entre 20 e 900 min, sendo caracterizada por XRD dentro e fora da área cavitada (ver Fig. 2), para cada tempo testado. Além disso, medidas de microdureza para cada "nova" superfície obtida foram realizadas para o AIA 304, ao longo de todo o seu estágio de incubação, para os tempos testados de 20 até 200 min. Na segunda parte, a superfície de uma amostra testada de 180 min foi submetida a etapas sucessivas de polimento controladas, alternando-se com respectiva caracterização por DRX, a fim de determinar a máxima profundidade na qual a transformação martensítica da fase austenita ocorreu nos aços estudados sob cavitação, a partir da remoção controlada de material, recorrendo-se a marcas de referências feitas por endentações Vickers. Neste caso, os padrões de DRX também foram obtidos dentro e fora da área cavitada, visando garantir que o procedimento de polimento manual não induziu à nenhuma transformação de fase nas superfícies analisadas. Para maiores detalhes ver [4,5,9].

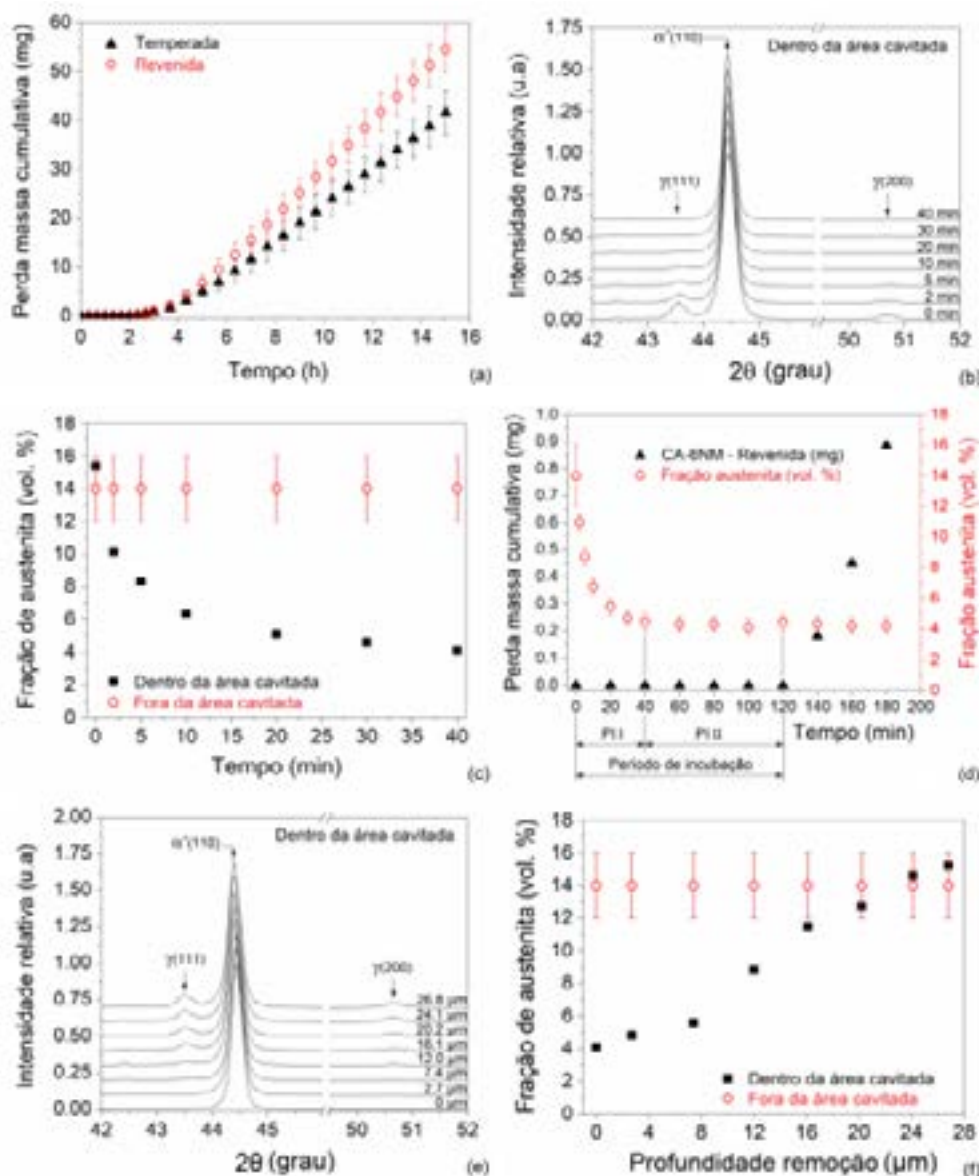
## 4. RESULTADOS

### 4.1. Aço Inoxidável Martensítico Macio CA-6NM

A Fig. 2(a-f) apresenta o conjunto de resultados obtidos para o AIMM CA-6NM a partir do ensaio comparativo de cavitação realizado para amostras ‘temperadas’ (contendo apenas  $\alpha'$ ) e ‘revenidas’ (contendo  $\alpha' + 14 \pm 2\% \gamma_{REV}$ ), com ênfase ao comportamento das duas fases presentes nas amostras revenidas em função dos esforços de cavitação (Fig. 2b-f), dentro e fora da região cavitada, com a detalhada caracterização por DRX (Fig. 2b e 2e) alternando-se com os testes realizados para os tempos e profundidades indicadas [4,9]. De modo resumido, observa-se na Fig. 2(a) que a presença de austenita revertida ( $\gamma_{REV}$ ) nas amostras revenidas desempenha um papel importante na fase de incubação, de modo que o material mais macio (revenido) apresentou o mesmo período de incubação (PI) do que o mais duro (apenas temperado), fato este atribuído à austenita revertida. Adicionalmente, os resultados indicam que a transformação de fase  $\gamma_{REV} \rightarrow \alpha'$ , devido aos esforços da cavitação, é induzida por deformação. Assim (conforme os resultados da Fig. 2d), evidencia-se que o estágio inicial de incubação (PI) do aço CA-6NM revenido pode ser dividido em duas partes distintas. Em primeiro lugar, uma parte aqui chamada de IP-I, onde evidencia-se que toda a  $\gamma_{REV}$  inicialmente presente na superfície exposta ao processo de cavitação se transforma muito rapidamente em  $\alpha'$ . Neste caso (Fig. 2d), em apenas 2 min,  $\sim 35\%$  da fração de  $\gamma_{REV}$  original na superfície estudada transformada, sendo que após 20 min de teste de cavitação, sua fração medida praticamente assumiu seu valor residual de 4% (austenita tipo Au1, conforme Fig. 1). Esta transformação de fase, observada durante os primeiros 20 min de teste de cavitação, indica que as ondas de pressão geradas pela implosão das bolhas e seus respectivos microjatos de água, colidindo com a superfície da região testada certamente gera tensões maiores do que a tensão de escoamento da austenita revertida ( $\gamma_{REV}$ , austenita tipo Au2, conforme Fig. 1), a qual, então, sob intensa deformação plástica localizada, tende a sofrer transformação por cisalhamento, formando  $\alpha'$  [4,9]. Em segundo lugar, uma parte chamada de IP-II, onde evidencia-se que no intervalo de tempo de teste de 40-120 min, antes de se atingir o estágio de aceleração, nenhuma mudança adicional nas quantidades de  $\gamma_{REV}$  e  $\alpha'$ , nem qualquer perda de massa significativa na área testada foram observadas. Assim, em relação ao PI total desta superfície estudada, pode-se afirmar que o PI-I é o período relacionado principalmente à transformação induzida por deformação  $\gamma_{REV} \rightarrow \alpha'$  e que PI-II é o período relacionado principalmente à deformação  $\alpha'$ . Finalmente, de forma inédita, a partir das medidas indicadas nas Fig. 3 (e, f), foi possível verificar o real alcance ao qual o fenômeno de cavitação atua para dentro do material, causando a referida transformação de fase induzida por deformação. Para tanto, a profundidade contada a partir da superfície testada para 40 min foi usada como nova referência, já que a mesma teve completada a sua transformação  $\gamma_{REV} \rightarrow \alpha'$ , mostrando o menor valor residual de  $\gamma_{REV}$  remanescente possível ( $\sim 4\%$ ), para a liga estudada. Os resultados, neste caso, indicaram que a fração  $\gamma_{REV}$  dentro da área cavitada foi alterada de seu valor residual ( $\sim 4\%$ ) para  $\sim 15,2\%$ , o qual está dentro do intervalo de  $14 \pm 2\%$ , conforme esperado, à medida em que a profundidade do material removido foi aumentada de zero (referente à nova superfície de referência) para  $\sim 20\text{--}27 \mu\text{m}$ , faixa esta que definiu o real alcance do efeito de cavitação aqui estudado.

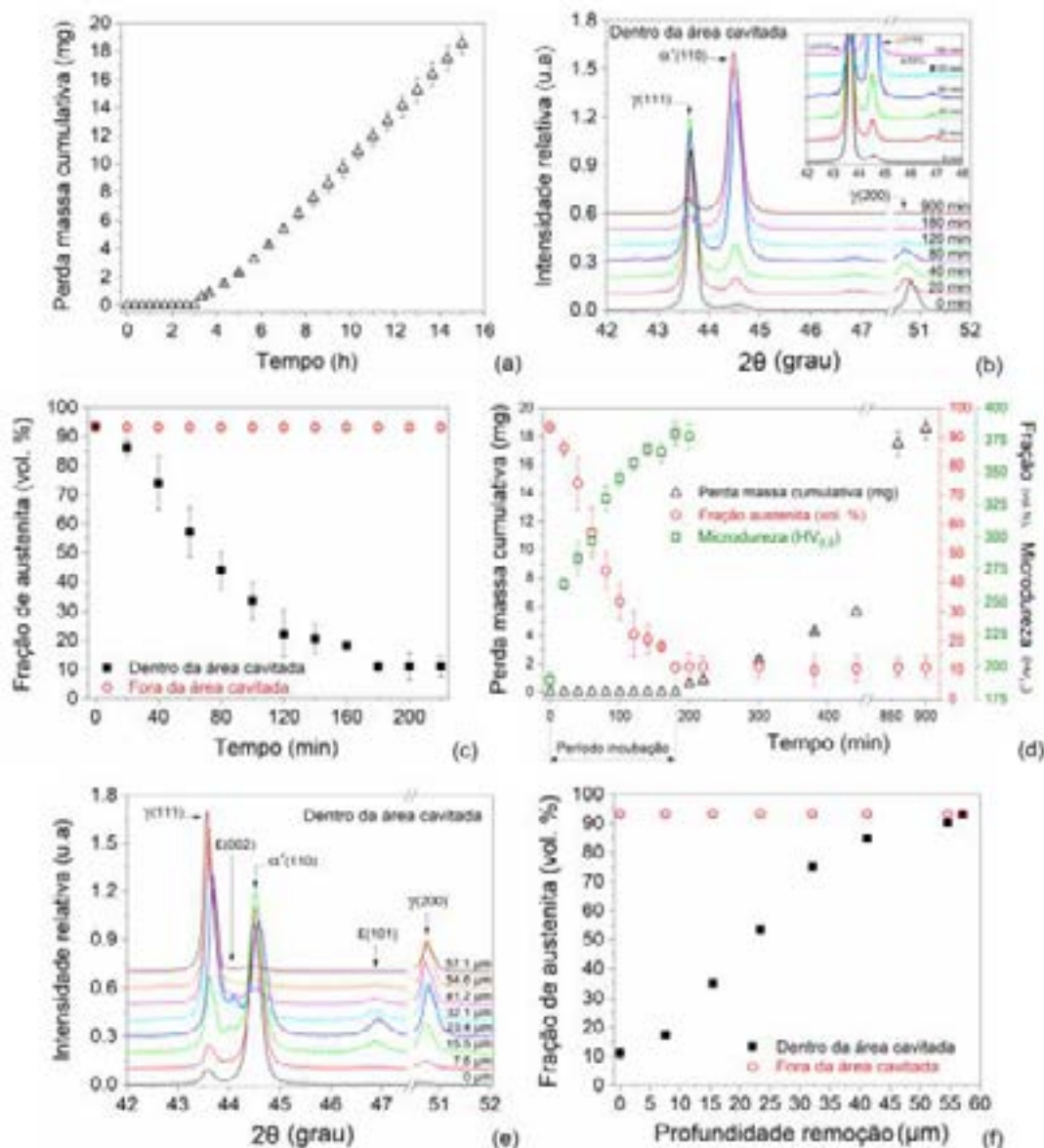
### 4.2. Aço Inoxidável Austenítico 304

A Fig. 3(a-f) apresenta o conjunto de resultados obtidos para o AIA 304 a partir do ensaio comparativo de cavitação realizado para amostras solubilizadas (contendo inicialmente, nas suas superfícies testadas por cavitação cerca de  $93\% \gamma_{EST} + 7\% \alpha'$ , esta martensita decorrente do processo de preparo por polimento destas amostras), dentro e fora da região cavitada, com a detalhada caracterização por DRX (Fig. 3b e 3e) alternando-se com os testes realizados para os tempos e profundidades indicadas, respectivamente. Pode-se observar na Fig. 3(a) a curva



**Figura 2.** Caracterização das superfícies estudadas para o aço CA6NM revenido [9]: (a) Perda de massa cumulativa em função do tempo de teste de cavitação para as amostras temperadas e para as revenidas; (b) Evolução dos padrões de DRX da amostra revenida dentro da área cavitada; (c) Estimativa da evolução da fração volumétrica de austenita ( $\gamma_{REV}$ ) dentro e fora da área cavitada em função do tempo de teste de cavitação; (d) Comparação de dados da perda de massa cumulativa a partir de '(a)' e fração estimada de  $\gamma_{REV}$  dentro da área cavitada a partir de '(c)' ao longo do PI e início do período de aceleração; e (e, f) Idêntico a '(b)' e '(c)', mas agora a mesma superfície da amostra testada por 40 min de '(b)' foi submetida a etapas de polimento controladas, mostrando os resultados em função da profundidade de material removido. (dados também adaptados de [4])

de cavitação obtida para as amostras solubilizadas, as quais apresentaram PI compatível para a microestrutura do aço aqui estudado, o qual foi da ordem de 180 min. De modo resumido, os resultados indicam que este tempo de teste cumulativo de 180 min (o próprio PI) define claramente a transição entre o período de incubação e o estágio de aceleração, o que foi confirmado com finalização da transformação da  $\gamma_{EST} \rightarrow \alpha'(\epsilon)$ , na superfície do aço testado, a qual atingiu um valor constante de  $\sim 11\%$   $\gamma_{EST}$  para tempos de teste mais longos, resultando assim em uma fração de  $\alpha'$  total formada de  $\sim 89\%$ , confirmados por medição de microdureza (Fig. 3c e 3d). A variação da taxa média de transformação  $\gamma_{EST} \rightarrow \alpha'(\epsilon)$  ao longo de todo o PI apresentou um nível máximo de  $\sim 0,60\%$   $\text{min}^{-1}$  entre 60-120 min, como resultado da grande diferença nas propriedades mecânicas das fases  $\gamma_{EST}$  e  $\alpha'(\epsilon)$  em transformação, cujas frações de volume mudam continuamente na superfície sob esforço de cavitação, afetando assim a evolução da referida transformação de superfície. Por fim, a profundidade medida, na qual a transformação  $\gamma_{EST} \rightarrow \alpha'(\epsilon)$  induzida por deformação ocorreu na matriz austenítica, a partir da superfície testada por 180 min deste aço estudado (antecedendo, portanto, ao início de sua perda de massa efetiva devido à erosão por cavitação, tempo de teste este coincidente com a transição incubação-aceleração) foi de 57  $\mu\text{m}$ , conforme observado na Fig. 3(f) [5,9].



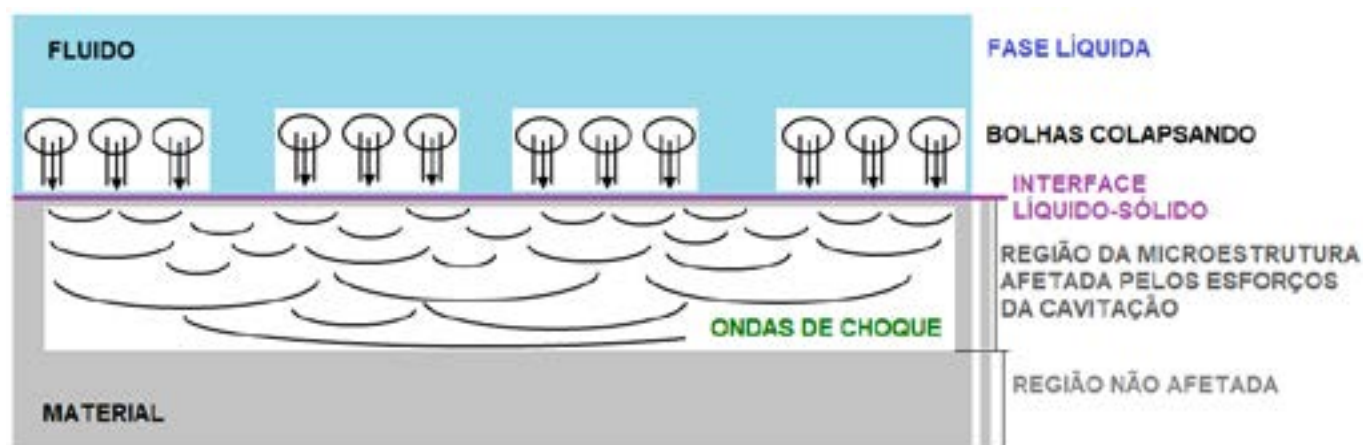
**Figure 3.** Caracterização das superfícies estudadas para o aço 304 [9]: (a) Perda de massa cumulativa em função do tempo de teste de cavitação para amostras do aço 304 “como solubilizado”; (b) Padrões de DRX obtidos dentro da área cavitada; (c) Evolução estimada da fração de  $\gamma$  dentro e fora da área cavitada em função do tempo de teste de cavitação; (d) Comparação de dados de perda de massa cumulativa a partir de ‘(a)’ e fração estimada de  $\gamma$  e microdureza de superfície dentro da área cavitada a partir de ‘(c)’ ao longo do PI e início do período de aceleração; e (e, f) Idêntico a ‘(b)’ e ‘(c)’ mas agora para a mesma superfície da amostra testada por 180 min de ‘(b)’ foi submetida a etapas de polimento controladas, mostrando o resultado em função da profundidade de remoção de material. (dados também adaptados de [5])

## 5. MECANISMO PROPOSTO E CONSIDERAÇÕES FINAIS

A Fig. 4 mostra, de modo simplificado, uma representação esquemática do mecanismo aqui proposto de transferência de momentum provenientes das ondas de choques ultrassônicas e dos microjatos causados pela implosão (colapso) das bolhas, incidindo na superfície do material exposto aos esforços da cavitação, que levam à transformação martensítica induzida por deformação nos aços inoxidáveis aqui estudados.

Esta representação ilustra, de forma conclusiva, o mecanismo que antecede ao processo de desgaste erosivo por cavitação definindo claramente a transição entre incubação e aceleração nos aços inoxidáveis aqui estudados contendo a fase austenita.





**Figura 4.** Representação esquemática do mecanismo que antecede ao processo de desgaste erosivo por cavitação definindo claramente a transição entre incubação e aceleração nos aços inoxidáveis contendo fase austenita, conforme aqui estudados, compreendendo transferência de *momentum* das ondas de choques ultrassônicas e dos microjatos incidindo na superfície do material sob esforços de cavitação.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à CAPES (Código 0001), ao CNPq, CNPq-Universal Processo n°. 482380/2012-8, MCTI/CNPq/CT-Aquaviário Processo n°. 456347/2013-5, Fundação Araucária do Estado do Paraná Projeto n°. 46744 (PRONEX-NESAP) e ao Laboratório de Ótica e Instrumentação de Raio-X (LORXI-UFPR) viabilizado por FINEP CT-INFRA 793/2004.

## REFERÊNCIAS

- [1] Folkhard, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Springer-Verlag Wien, Austria, 1988.
- [2] J.C. Lippold, D.J. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. 1st Ed.; John Wiley & Sons: Hoboken, NJ, 2005.
- [3] Y.Y. Song, X.Y. Li, L.J. Rong, Y.Y. Li, T. Nagai, Reversed austenite in 0Cr13Ni4Mo martensitic stainless steels, *Materials Chemistry and Physics* 143 (2014) 728–734.
- [4] L.L. Santos, R.P. Cardoso, S.F. Brunatto. Behavior of the reversed austenite in CA-6NM martensitic stainless steel under cavitation. *Wear* 454–455 (2020) 203322.
- [5] L.L. Santos, R.P. Cardoso, S.F. Brunatto. Direct correlation between martensitic transformation and incubation-acceleration transition in solution-treated AISI 304 austenitic stainless steel cavitation. *Wear* 462-463 (2020) 203522.
- [6] T. Angel, Formation of martensite in austenitic stainless steels: Effects of deformation, temperature, and composition, *J. Iron Steel Instit.* 177 (1954) 165–174.
- [7] K.I. Emurlaev et al. Deformation-induced martensite transformation in AISI 321 stainless steel under dry sliding friction, *Materials Today: Proceedings* 25 (2020) 424–427.
- [8] J.Y. Yun, G.S. Shin, M.C. Park, H.S. Lee, W.S. Kang, Effect of strain-induced  $\epsilon$  and  $\alpha'$ -martensitic transformation on cavitation erosion resistance in austenite Fe-Cr-MnFe-Cr-C-Mnti alloys, *Wear* 338–339 (2015) 379–384.
- [9] L.L. Santos, Comportamento das fases martensita e austenita em aços inoxidáveis martensítico CA6NM e austenítico 304 na transição entre incubação e aceleração sob esforços de cavitação, 2021, Tese de Doutorado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais (PIPE), Universidade Federal do Paraná (UFPR).
- [10] S.F. Brunatto, A.N. Allenstein, C.L.M. Allenstein, A.J.A. Buschinelli, Cavitation erosion behaviour of niobium. *Wear* 274–275 (2012) 220–228.
- [11] G.W. Stachowiak, A.W. Batchelor, *Abrasive, Erosive and Cavitation Wear Engineering Tribology*, 3rd ed., Butterworth-Heinemann, Boston, 2006, pp.501–555.
- [12] L. Rayleigh, On the pressure develop in a liquid during the collapse of a spherical cavity, *Philosophical Magazine* VI 34 (1917) 94–98.
- [13] A. Karimi, J.L. Martin, Cavitation erosion of materials, *Int. Met. Rev.* 31 (1986) 1–26.
- [14] R.F. Patella, J.-L. Reboud, A. Archer, Cavitation damage measurement by 3D laser profilometry, *Wear* 246 (2000) 59–67.
- [15] F. da S. Severo, C.J. Scheuer, R.P. Cardoso, S.F. Brunatto, Cavitation erosion resistance enhancement of martensitic stainless steel via low-temperature plasma carburizing, *Wear* 428–429 (2019) 162–166.
- [16] ASTM Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus, Standard G32-10, 2010.





# Estratégias de lubrificação para aumento de vida útil de ferramentas em operações de corte (Lubrication strategies to improve tool life in cutting operations)

Giuseppe Pintaude <sup>(1)</sup>

## RESUMO

Atualmente as estratégias de manufatura incluem, obrigatoriamente, o aspecto ambiental. Aproximadamente 1/3 da energia é consumida pelos sistemas de refrigeração via lubrificantes em operações de corte. Portanto, a redução deste consumo é uma meta permanente. Neste contexto, o uso de nanofluidos pode ajudar a melhorar o desempenho global, o que significa considerar os impactos econômico, de saúde e segurança, e ambiental. Este artigo revisa os principais aspectos da tecnologia de nanofluidos, criando uma perspectiva para aplicação em processos de conformação. A tecnologia de nanofluidos é discutida em termos de sua eficiência de corte, arraste de cavaco e refrigeração. Para tanto, mudanças na viscosidade, condutividade térmica e molhabilidade são descritas. O desgaste e o atrito de ferramentas são usualmente descritos por quatro mecanismos de ação das nanopartículas, porém o entendimento dos mesmos ainda não está totalmente claro.

**Palavras-chave — nanofluidos, MQL, desgaste de ferramentas, propriedades de lubrificante.**

## ABSTRACT

Nowadays, the manufacturing strategies include, obligatory, the environmental aspect. Approximately 1/3 of fixed energy is consumed by the cooling lubricant systems in cutting operations. Then, the reduction of this consumption is a permanent goal. In this context, the use of nanofluids can help to improve the overall performance, which means considering economic, health & safety, and environmental impacts. This article reviews the main aspects regarding nanofluids technology, creating a perspective to apply it in forming processes. The nanofluid technology is discussed in terms of its cutting efficiency, chips removal, and cooling. For this purpose, changes in viscosity, thermal conductivity, and wettability are described. The wear and friction of tools are usually described based on four mechanisms of action of nanoparticles; however, the understanding of them is not fully understood.

**Key words — nanofluids, MQL, tool wear, lubricant properties.**

<sup>(1)</sup> Prof. Dr. Ing.; Federal University of Technology – Paraná, Paraná, Brazil, pintaude@utfpr.edu.br

## 1. INTRODUÇÃO

As operações de usinagem baseadas em corte, como retificação, torneamento e fresamento, envolvem o uso de lubrificantes como meio de refrigeração. Segundo Zhao et al. [1], 31% do consumo energético é devido aos sistemas de refrigeração, uma parcela muito significativa. Além do impacto econômico, mais dois aspectos são relevantes para definir a viabilidade do emprego de uma técnica de refrigeração em operações de corte: saúde e segurança de operadores, e o aspecto ambiental (armazenamento e descarte) [2].

Este artigo de revisão mostra que dentre as estratégias que podem assegurar uma integridade superficial dos componentes estão as técnicas de mínima quantidade de lubrificação (MQL) e nanofluidos. As mesmas possuem grande potencial para que todas as funcionalidades requeridas em operações de corte sejam atendidas, podendo ser estendidas para operações de conformação. Dentre os casos relatados, mostra-se que a aplicação da MQL para furação profunda está consolidada [3].

## 2. FUNCIONALIDADES DE FLUIDOS LUBRIFICANTES

Além de propiciar a redução de temperatura no corte, um fluido lubrificante ainda pode melhorar a eficiência de corte e atuar para retirar os cavacos da interface. Para tanto, as propriedades viscosidade, condutividade térmica e molhabilidade são essenciais para que estas funcionalidades sejam atingidas.

A eficiência de corte é ampliada quando a resistência ao cisalhamento da interface de contato é reduzida [4]. Um meio lubrificante pode atuar neste sentido, desde que sua viscosidade não seja alta suficiente para impedir esta ação. Neste sentido, foi demonstrado que tanto o nível de penetração quanto o ângulo crítico de corte são reduzidos na presença de um meio lubrificante, quando comparados em sistemas que operam a seco.

Por outro lado, tratando o cavaco como uma partícula, o arraste da mesma é feito de forma eficiente se há um nível de acoplamento adequado com o fluido. Este acoplamento é dependente da viscosidade do fluido, sendo que a redução na viscosidade permite acoplar partículas apenas de menor tamanho. Prova disto foi verificada por Coseglio et al. [5]. Estes pesquisadores descreveram uma queda significativa na eficiência de corte no processo de usinagem por hidroerosão com a queda na viscosidade ao longo do tempo de processo, sem alterar o meio fluido durante o experimento.

Portanto, o controle da viscosidade pode auxiliar tanto no aumento da eficiência de corte (maior taxa de remoção) quanto na retirada dos cavacos da interface, evitando a formação de problemas como gume postiço.

No próximo item, uma visão das técnicas disponíveis de refrigeração do contato será apresentada, de modo que um exemplo em termos de redução de temperatura, além de questões ligadas à integridade superficial usando as técnicas de MQL e nanofluidos serão discutidas.

## 3. INTEGRIDADE DE SUPERFÍCIES COM A TÉCNICA MQL

Um sumário de estratégias para refrigeração em operação de torneamento foi apresentado por Sharma et al. [6]. A Figura 1 apresenta seis técnicas descritas por estes autores.

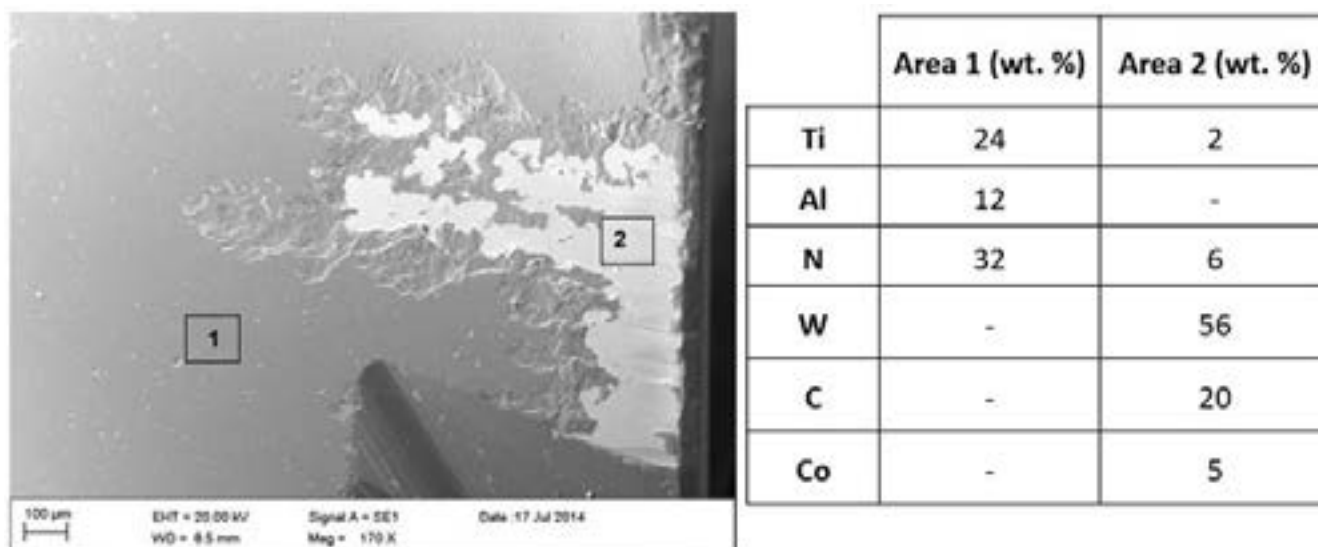


**Figura 1:** Estratégias de refrigeração disponíveis para operação de corte. Adaptado de [6].

Estas técnicas podem ainda ser combinadas (técnicas híbridas), o que gera ainda mais possibilidades para reduzir o consumo de lubrificante. Técnicas híbridas podem resultar em melhores desempenhos. Por exemplo, Yildirim [7] determinou o desgaste de flanco em torneamento da superliga Inconel 625, para 16 técnicas de refrigeração, que incluíram desde torneamento a seco até várias técnicas híbridas. A combinação que resultou em menor desgaste foi o uso combinado de criogenia (nitrogênio líquido) com nanofluido a base de partículas de h-BN (nitreto de boro hexagonal). Apesar de resultados promissores já estarem disponíveis com o uso de técnicas híbridas, é necessária uma análise crítica da relação custo-benefício para aplicação das mesmas.

A aplicação apenas da técnica MQL (*Minimum Quantity Lubrication*) pode atender de forma surpreendente as funcionalidades dos lubrificantes em operações complexas, especialmente em materiais de difícil usinagem (baixa condutividade térmica), sem considerar técnicas auxiliares. Por exemplo, a análise da redução de temperatura em processo de torneamento da superliga Incoloy 825 foi verificada por Thakur e Gangopadhyay [8]. Estes pesquisadores determinaram que em operação de desgaste, a temperatura de contato chegou a aproximadamente 500 °C quando a usinagem foi realizada a seco, sendo reduzida para em torno de 350 °C em lubrificação abundante. Neste caso, a introdução da técnica MQL não propiciou diferença significativa na redução de temperatura, mas por outro lado, quando a operação foi de acabamento, o uso da MQL foi mais efetivo, reduzindo mais a temperatura do que a lubrificação em abundância.

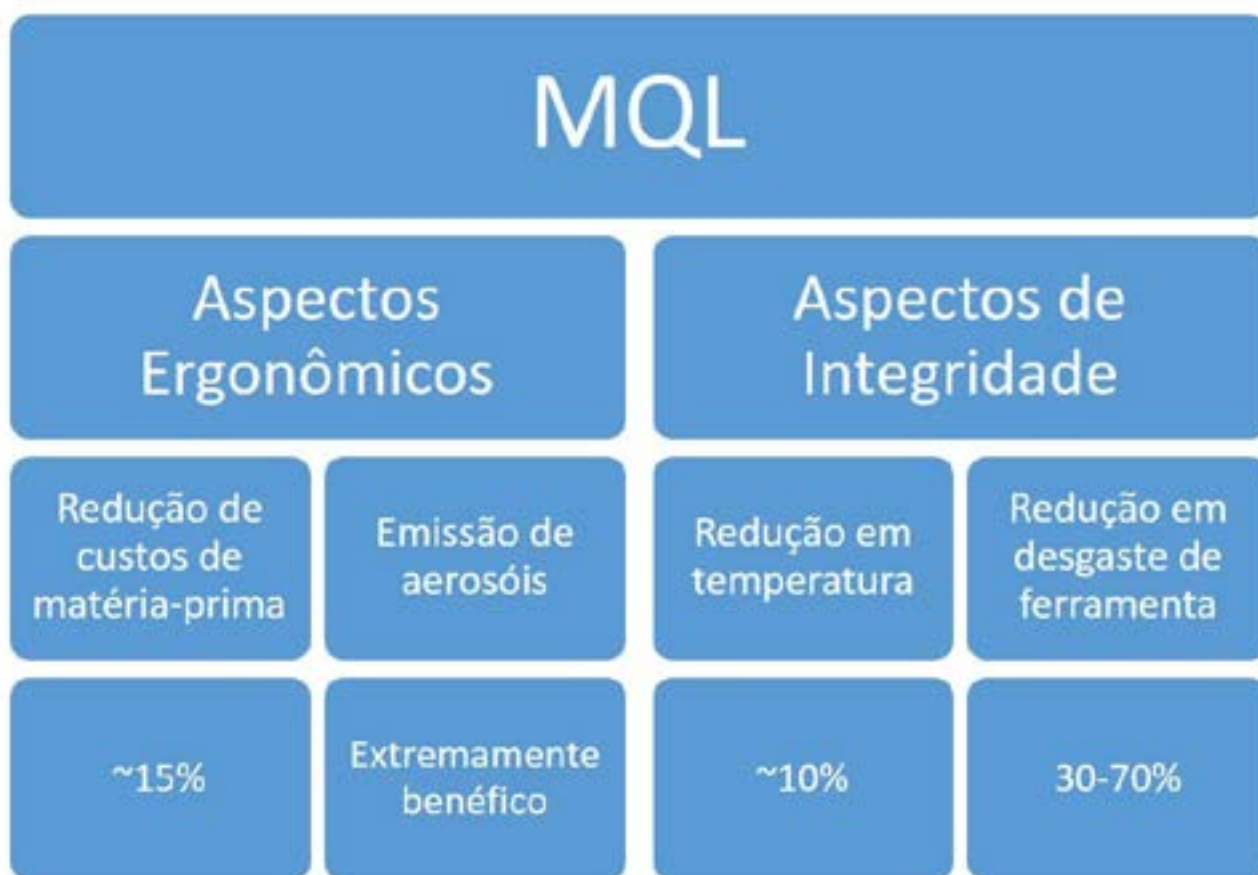
Este tipo de análise influenciou diretamente o uso da técnica MQL em processo de furação profunda de aço 4144 temperado e revenido [3]. Provavelmente o choque térmico que ocorre no contato para um processo em que o comprimento da ferramenta é 24 vezes maior que o diâmetro levou ao mecanismo de lascamento do revestimento PVD, como mostra a Figura 2.



**Figura 2:** Lascamento do revestimento PVD TiN, após furação profunda feita com óleo pressurizado do aço 4144 temperado e revenido. Nota-se a região 1: revestimento íntegro, e região 2: substrato de metal duro exposto. Adaptado de [3].

A aplicação da técnica MQL em furação profunda mitigou de forma significativa o mecanismo de desgaste severo descrito na Figura 2, sendo que uma combinação entre parâmetros de corte e material do revestimento PVD (alteração para TiAlN) foi necessária para que se atingisse o menor nível de desgaste na operação [3].

Um sumário dos efeitos consolidados da técnica MQL é apresentado na Figura 3, após extensiva revisão da literatura realizada pelo autor.



**Figura 3:** Sumário dos benefícios consolidados da técnica MQL.

Um levantamento de dados feito por Gaurav et al. [9] mostra que os dois aspectos de integridade com mais recorrência nas investigações sobre MQL são a rugosidade da peça usinada e o desgaste de ferramentas. Após estas duas palavras-chave (*surface roughness* e *tool wear*), a terceira com maior frequência de aparição é nanofluidos.

A adição de nanopartículas (< 100 nm) metálicas ou não-metálicas a um fluido de corte leva à formação de nanofluido [10]. Uma breve discussão sobre os mecanismos envolvidos para melhorar a integridade das superfícies usando a técnica híbrida de nanofluidos será apresentada no próximo item.

#### 4. TÉCNICA DE NANOFLUIDOS E MECANISMOS ENVOLVIDOS

O trabalho de revisão de Shafi e Charoo [11] apresenta dados relevantes para o efeito da adição de nanopartículas na condutividade térmica, viscosidade e propriedades tribológicas (atrito e desgaste). De modo geral, o aumento na concentração de nanopartículas em óleos aumenta a condutividade térmica (máximo reportado de ~50% para 1% de Cu em óleo de motor) e também a viscosidade (máximo reportado de ~70% para 2% de alumina em óleo de engrenagem).

Entretanto, os resultados de atrito e desgaste são conflitantes, o que abre uma discussão sobre os mecanismos de atuação das nanopartículas e a necessidade de definir o sistema tribológico e suas variáveis para otimizar as saídas. A adição de 1% de nanopartículas de CuO em óleo SAE30 reduziu o atrito em ~80%, sendo a combinação que mais propiciou efeito neste quesito. Ao mesmo tempo, de todas as combinações de nanofluidos revisada, esta mesma foi a que menos reduziu o desgaste: ~5% [11]. Esta discrepância mostra que a sistematização das variáveis envolvidas é absolutamente necessária para que se compreenda os mecanismos de atuação das nanopartículas. A Figura 4 mostra as variáveis que devem ser melhor sistematizadas para o caso do meio interfacial de um sistema tribológico ser constituído por um nanofluido.

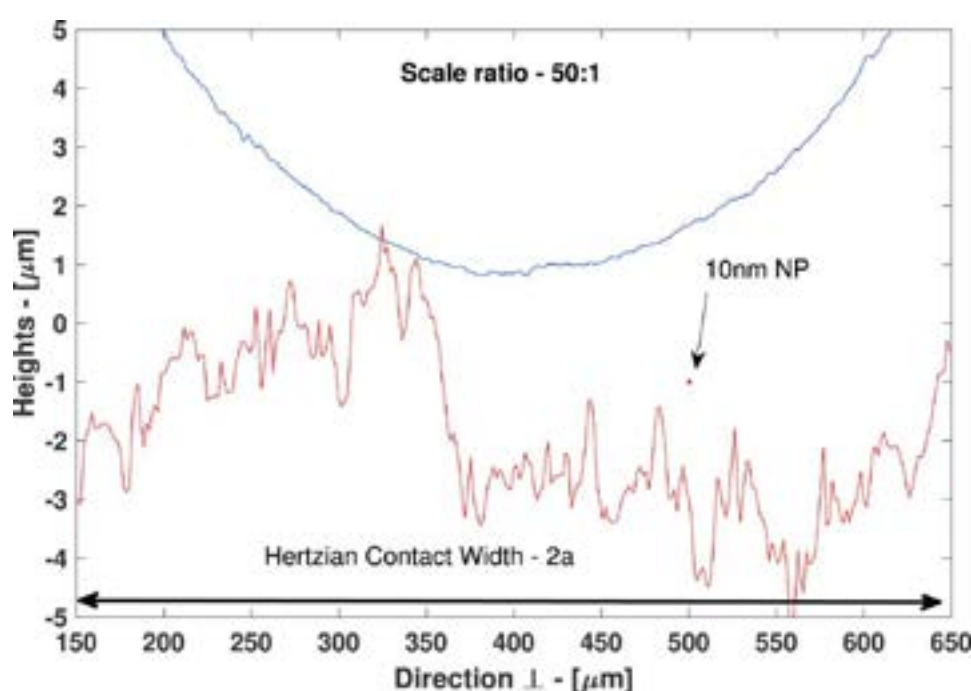


**Figura 4:** Variáveis para sistematização no estudo de nanofluidos.



Os mecanismos de atuação para nanopartículas em contato mecânico atualmente descritos são: i. Rolamento; ii. Remediação (*mending*); iii. Polimento; e iv. Formação de filme protetivo [11]. O primeiro teria efeito no sentido de reduzir o atrito pelo rolamento de partículas. Outros mecanismos estão associados à interação com asperezas, modificando a rugosidade na interface, seja pelo preenchimento de vales com partículas (remediação), ou remoção de picos por meio de polimento. A formação de um filme protetivo remete à tribocamada possível de ser formada, que reduziria o desgaste por efeito de proteção.

Usando nanopartículas de magnetita recobertas com ácido esteárico em óleo mineral, Zuin et al. [12] colocaram em dúvida a redução do atrito como decorrência da existência dos mecanismos de rolamento e remediação. Para estes autores, a efetividade destes mecanismos somente seria possível com ocupação de espaço suficiente (relação tamanho e fração volumétrica), o que vai no sentido contrário do uso de surfactante para efeito de dispersão [13], o que é relevante para os efeitos de aumento da viscosidade e condutividade térmica. Esta ocupação improvável de espaço foi descrita como mostra a Figura 5.



**Figura 5:** Perfil de disco e esfera para uma largura Hertziana de contato. Nota-se em escala uma nanopartícula de 10 nm de diâmetro em relação à rugosidade. Adaptado de [12].

Dessa forma, propuseram um mecanismo alternativo para explicar os resultados. Este seria acionado pela atração magnética das partículas, que possibilitaria o transporte das mesmas até a interface, atuando de forma independente de seu diâmetro e sua fração.

## 5. PERSPECTIVAS E CONSIDERAÇÕES FINAIS

Com base na revisão apresentada, pode-se considerar que a técnica de nanofluidos requer uma série de investigações, em especial sobre os seguintes aspectos:

- Há um grande potencial no uso de nanofluidos para reduzir o desgaste de ferramentas;
- A falta de sistematização no efeito de variáveis que constituem um nanofluido é o principal desafio para otimização de desempenho;
- Os mecanismos de atuação de nanopartículas na interface ferramenta e superfície ainda não são claros.

## AGRADECIMENTOS

O autor agradece ao CNPq pela Bolsa de Produtividade em Pesquisa, processo 310523/2020-6.

## REFERÊNCIAS

- [1] ZHAO, G. Y.; LIU, Z. Y.; HE, Y.; CAO, H. J.; GUO, Y. B. Energy consumption in machining: Classification, prediction, and reduction strategy. *Energy* 133 (2017): 142-157.
- [2] BENEDICTO, E., D. CAROU, D.; RUBIO, E.M. Technical, economic and environmental review of the lubrication/cooling systems used in machining processes. *Procedia engineering* 184 (2017): 99-116.
- [3] CARDOSO, M.J.; POLLI, M.L.; PINTAUDE, G. Wear analysis of PVD-coated twist drills under MQL. *Industrial Lubrication and Tribology* 70 No. 9 (2018) 1664-1669.
- [4] HOKKIRIGAWA, K.; KATO, K. An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear. *Tribology International* 21, no. 1 (1988): 51-57.
- [5] COSEGLIO, M.S.D.R.; MOREIRA, P.P.; PROCÓPIO, H.L.; PINTAUDE, G. Analysis of the efficiency of hydroerosive grinding without renewal of abrasive particles. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 138, no. 3 (2016) 031007.
- [6] SHARMA, V. S., DOGRA, M.; SURI, N.M. Cooling techniques for improved productivity in turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 49, no. 6 (2009): 435-453.
- [7] YILDIRIM, Ç. V. Experimental comparison of the performance of nanofluids, cryogenic and hybrid cooling in turning of Inconel 625. *Tribology International* 137 (2019): 366-378.
- [8] THAKUR, A.; GANGOPADHYAY, S. Dry machining of nickel-based super alloy as a sustainable alternative using TiN/TiAlN coated tool. *Journal of cleaner production* 129 (2016): 256-268.
- [9] GAURAV, G.; SHARMA, A.; DANGAYACH, G.S.; MEENA, M.K. A Review of Minimum Quantity Lubrication (MQL) based on Bibliometry." *Current Materials Science: Formerly: Recent Patents on Materials Science* 14, no. 1 (2021): 13-39.
- [10] SHARMA, A.K., TIWARI, A.K., DIXIT, A.R. Progress of nanofluid application in machining: a review. *Materials and Manufacturing Processes* 30, no. 7 (2015): 813-828.
- [11] SHAFI, W. K.; CHAROO, M.S. An overall review on the tribological, thermal and rheological properties of nanolubricants. *Tribology-Materials, Surfaces & Interfaces* 15, no. 1 (2021): 20-54.
- [12] ZUIN, A. T.; COUSSEAU, T.; SINATORA, A.; TOMA, H.E. Lipophilic magnetite nanoparticles coated with stearic acid: A potential green and low cost way to improve thermal stability and tribological properties of fully formulated low viscosity engine oils. *Tribology International* 146 (2020): 106209.
- [13] MUSAVI, S. H., DAVOODI, H.B.; NIKNAM, S.A. Effects of reinforced nanoparticles with surfactant on surface quality and chip formation morphology in MQL-turning of superalloys. *Journal of Manufacturing Processes* 40 (2019): 128-139.



# Influência da topografia da superfície de deslize na performance de componentes de motores à combustão interna

Paula R. Caumo <sup>(1)</sup>  
Guilherme P. Sieben <sup>(2)</sup>  
Jean C. Poletto <sup>(3)</sup>  
Patric D. Neis <sup>(4)</sup>  
Ney F. Ferreira <sup>(5)</sup>  
Carla S. Ten Caten <sup>(6)</sup>  
Carlos P. Bergmann <sup>(7)</sup>  
Antônio S. Takimi <sup>(8)</sup>

## ABSTRACT

**This article discusses the role of surface topography in oil retention and distribution of combustion engine components. For this purpose, samples of combustion engine cylinders were internally chromed and subsequently burnished. Two groups of specimens (X and Y) were manufactured with different chroming parameters, which resulted in distinct surface topographies. The present study aimed to find topographic parameters that promote the reduction of cylinder wear through greater oil distribution and retention. The surfaces of the samples were evaluated using three-dimensional optical interferometry. The test specimens of group X showed surfaces characterized by shallower valleys, as well as a greater number of grooves on the chrome surface. These characteristics indicated better oil retention and distribution, proven through the engine's performance in wear tests. The samples from group Y showed the opposite, that is, a greater depth of the parameters related to the valleys, combined with the smaller amount of grooves on the chrome surface, impairing the distribution and retention of oil**

<sup>(1)</sup> Master student, PPGEM, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(2)</sup> Mechanical engineer, Master student; 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> Prof. Dr.; Laboratory of Tribology, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(5)</sup> Prof. Dr.; Laboratory of Tribology, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(6)</sup> Prof. Dr.; PPGEM, Brazil.

<sup>(7)</sup> Prof. Dr.; PPGEM, Brazil.

<sup>(8)</sup> Prof. Dr.; PPGEM, Brazil.

throughout the surface. The topography parameters related to valleys as well as the number of valleys on the surface were the parameters that most influenced the oil distribution and retention, allowing a greater hydrodynamic lift force between the moving surfaces (piston ring/cylinder). This reduced frictional force and improved cylinder life.

**Key words — Topography; tribology; lubrication; chromium layer; combustion engine.**

## 1. INTRODUÇÃO

A perda de energia por atrito devido ao movimento relativo entre superfícies em contato em um sistema tribológico de cilindro/pistão é um problema presente e que deve ser minimizado. A tribologia do conjunto do pistão, o qual é composto por cilindro, pistão e anel do pistão, é um assunto complexo, pois inclui os regimes de lubrificação hidrodinâmica, elasto-hidrodinâmica, mista e de limite. A literatura [1-7] sugere que lubrificantes, revestimentos e textura superficial são os principais campos de pesquisa relacionados à redução de atrito e desgaste no conjunto de pistão. O atrito e propriedades de mancais foram estudados por Richard Stribeck, o qual desenvolveu a conhecida curva de Stribeck [8]. A curva Stribeck ajuda a mapear o coeficiente de atrito entre duas superfícies de contato separadas por um fluido filme em função do número de Hersey  $\eta v/p$ , onde  $\eta$  é a viscosidade do fluido,  $v$  é a velocidade relativa entre o contato superfícies e  $p$  é a pressão normal aplicada [9].

Em sistemas tribológicos, os revestimentos de superfície são projetados para melhorar o desempenho de fricção e proteger as superfícies contra mecanismos de desgaste. A camada de revestimento ajuda a prevenir a adesão entre as superfícies de contato, reduzindo sua afinidade química. As propriedades duras de uma superfície revestida aumentam sua resistência à abrasão. Além disso, a formação de uma camada quimicamente estável ajuda a minimizar o desgaste triboquímico, evitando a corrosão e a oxidação. Além da lubrificação e do revestimento, a texturização da superfície do cilindro [15] pode auxiliar no desempenho de atrito e desgaste dos motores de combustão interna. A topografia da superfície apresenta grande influência na performance de motores. Esta influência foi comprovada experimentalmente por meio de testes de desgaste [15,16]. Além disso, a alteração da morfologia por técnicas de texturização, afeta a distribuição e retenção de óleo na superfície e vales, o que propicia uma melhor lubrificação do sistema tribológico, reduzindo o desgaste [17].

O presente estudo teve como objetivo encontrar parâmetros topográficos e morfológicos que promovam a redução do desgaste dos cilindros através de uma maior distribuição e retenção de óleo na superfície do cilindro.

## 2. METODOLOGIA

O sistema tribológico empregado no presente trabalho é formado por anéis de pistão em ferro fundido com acabamento de fosforização e cilindro de motor a combustão fundido em alumínio com revestimento de cromo na região de contato com os anéis de pistão. No par tribológico, o único componente que apresentou variação foi o cilindro, o qual apresentou topografia e morfologia de superfície distintas entre os grupos X e Y. Os anéis, por sua vez, foram utilizados todos com a mesma configuração. Foram fabricados dois grupos de corpos de provas de cilindros de motor a combustão (X e Y), os quais foram cromados com diferentes parâmetros de processo para obter diferentes configurações de topografia e morfologia da camada de cromo. Foram produzidos um total de 22 corpos de prova, 11 amostras por grupo. Destes onze, 8 corpos de prova foram designados para os testes de desgaste e 3 corpos de prova para análise de superfície. A Figura 1 apresenta com detalhes o esquema do método de análise utilizado. Como acabamento da superfície, após o processo de cromagem, a superfície dos cilindros foi brunida. A camada de cromo apresenta uma dureza entre 800 e 1200 HV<sub>0,1</sub> e a camada na seção transversal apresenta uma espessura cerca de 60  $\mu\text{m}$ . As análises da superfície da camada de cromo só podem ser realizadas por meio do corte dos cilindros. Por este motivo, não foi possível avaliar o mesmo cilindro que foi testado. Porém todos os cilindros avaliados de cada grupo foram

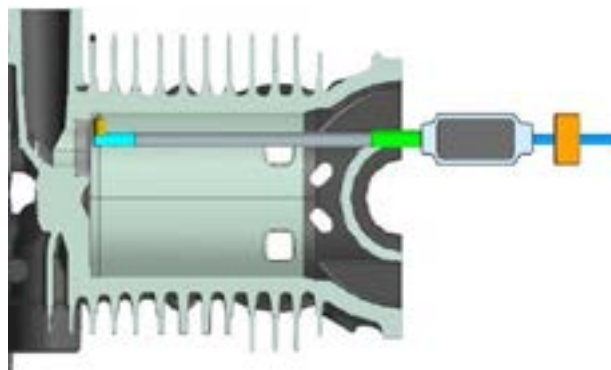
produzidos no mesmo lote, para garantir a mesma configuração da superfície dos cilindros que foram testados.



**Figure 1:** Esquema do método de análise utilizado no presente trabalho.

### 2.1. Testes de desgaste

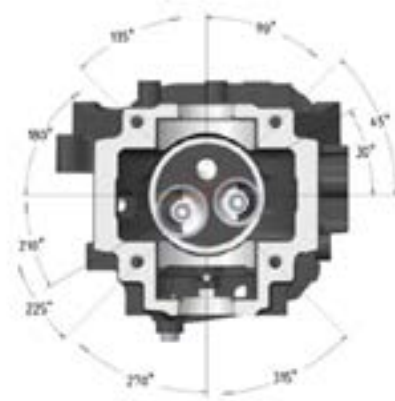
Os testes de desgaste foram realizados em bancada de durabilidade para avaliar a resistência da camada de cromo ao desgaste das amostras de cilindros produzidos dos grupos X e Y. Para a realização do teste, foi utilizado um motor completo, no qual o componente cilindro foi trocado pelos cilindros produzidos, para avaliar a diferença de resultados do grupo X e Y. O restante do sistema tribológico, anel e pistão, foi mantido o mesmo. O teste de durabilidade em bancada consiste no funcionamento do motor por 200h. Após o término do teste é realizada a medição do desgaste da camada de cromo. O desgaste dos corpos de prova dos cilindros foi avaliado após o teste de bancada. As medições do perfil bidimensional foram realizadas com um perfilômetro MAHR MMQ 400-2. Os perfis foram avaliados na mesma direção de deslizamento do movimento dos anéis de pistão. Na figura 2 é apresentado o sentido de medição do desgaste dos cilindros testados.



**Figura 2** - Esquema de medição de desgaste das amostras de cilindros testadas.

As medições foram realizadas em diferentes posições angulares (Fig. 3). A altura do degrau, diferença entre a região de referência e a superfície desgastada, foi considerada como o resultado de desgaste para cada perfil. O desgaste considerado foi o desgaste máximo dentre todas as posições angulares medidas e avaliadas.





**Figura 3** – Posições angulares medidos em torno da circunferência do cilindro para avaliação de desgaste.

## 2.2. Análise de superfície

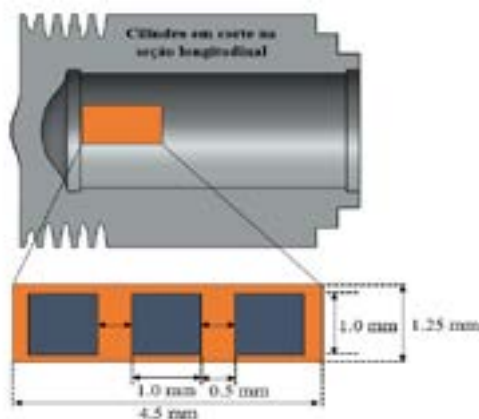
A superfície cromada e brunida dos cilindros foi analisada de modo a avaliar a influência dos processos de cromagem na topografia da superfície. Análises de topografia e morfologia foram realizadas para caracterizar com detalhes as superfícies obtidas dos grupos produzidos X e Y.

As análises foram realizadas no ponto morto superior (PMS), pois essa é a região em que a velocidade de deslizamento entre o cilindro e o anel é próxima de zero, levando ao regime de lubrificação limítrofe. É sabido da literatura que no regime de lubrificação limítrofe o desgaste é maior [14]. O maior desgaste ocorre devido a não possibilidade de manter uma película contínua de espessura adequada entre as superfícies. Além disso, no PMS tem-se alta pressão e temperatura devido à sua proximidade da zona de ignição [14].

### 2.2.1 Análise de Topografia 3D

As medições da superfície dos corpos de prova dos cilindros foram conduzidas com um interferômetro Bruker Contour GTK na região superior das amostras. Foram analisadas 3 amostras por grupo, nos quais foi realizado 3 medições por amostra, definidas com área de medição de 1 mm<sup>2</sup>. Na Figura 4 é apresentado o esquema de medição de topografia e região que foi realizado em cada amostra.

Aos dados brutos obtidos na interferometria foi aplicado um filtro de polinômio de segunda ordem para a remoção de formas. Devido à presença de alguns vales profundos na superfície do cilindro, filtros gaussianos foram aplicados sobre os dados brutos. Comprimentos de onda de  $\lambda_s = 2,5 \mu\text{m}$  e  $\lambda_c = 250 \mu\text{m}$  foram aplicados.



**Figura 4** – Região do ponto morto superior analisada para as medições de topografia 3D.

A análise topográfica teve como objetivo apresentar o comportamento das asperezas dos dois grupos estudados, X e Y. A principal razão para medir a superfície é tentar prever e entender o desempenho do componente, assim como controlar o processo de fabricação.

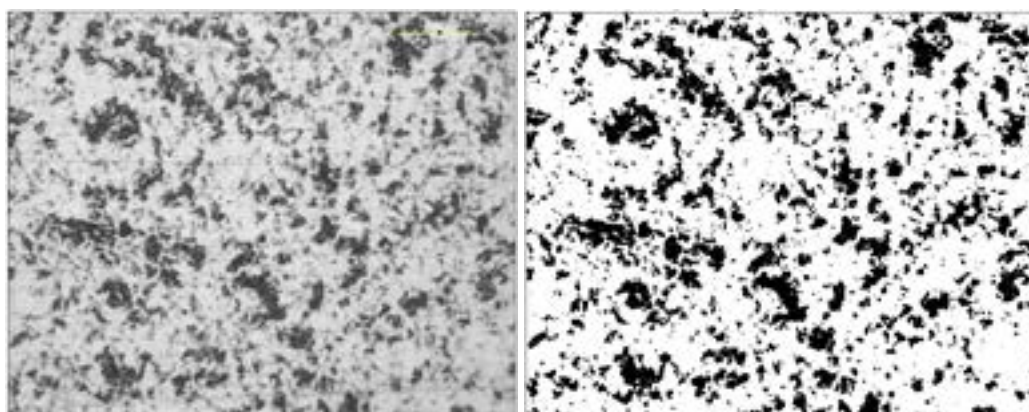
Os parâmetros topográficos estudados nas amostras analisadas foram os parâmetros da curva Abbott-Firestone [12]: Spk, Sk, Svk, SMr1 e SMr2. A curva Abbott também é comumente conhecida como curva Areal Material Ratio. Os parâmetros são extraídos com base no padrão ISO 13565-2: 1996.

A Altura do pico Reduzida, Spk, é uma medida da altura do pico acima da rugosidade do núcleo. Já o parâmetro Sk, é uma medida da rugosidade do núcleo. O parâmetro Svk, que tem relação com a profundidade dos vales, parâmetro de grande importância para o tipo de superfície estudada, é uma medida da profundidade do vale abaixo da rugosidade do núcleo. O parâmetro SMr1 indica a porção de material de pico, enquanto o parâmetro Smr2 refere-se à área de medição que compreende as estruturas de vale mais profundas associadas a Svk [11]. Além dos parâmetros acima mencionados também foi estudado o parâmetro de volume de retenção de óleo (VO).

### 2.2.2 Morfologia da superfície

Assim como os parâmetros topográficos em 3D apresentados anteriormente, as características morfológicas da superfície em 2D, como quantidade de vales e área média dos mesmos, são parâmetros que também apresentam influência no desempenho do motor.

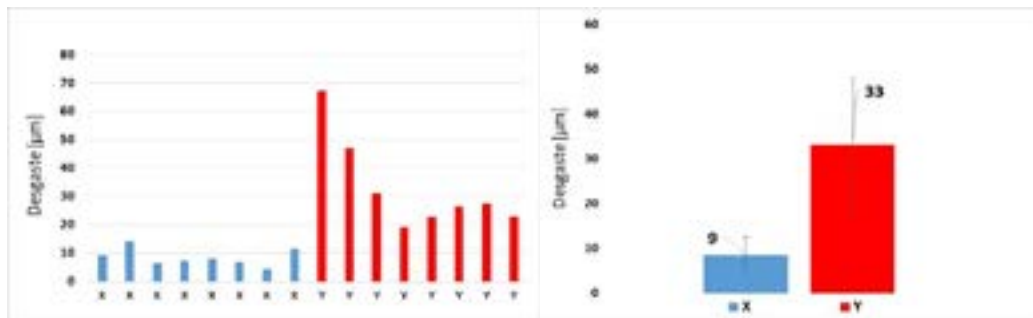
As análises morfológicas da superfície foram realizadas a partir de imagens adquiridas em um Microscópio Digital VHX-970F – Keyence. Após a obtenção das imagens bidimensionais foi utilizado o software Fiji-ImageJ para a quantificação de vales. A partir da aplicação do *threshold*, a imagem é binarizada para transformá-la em uma imagem black&White, no qual o *software* faz a contagem dos pixels brancos e pretos. Um exemplo do processo de binarização é mostrado na Figura 5 (cor preta: vales). Para as análises da morfologia no referido *software* foi utilizado o filtro Gaussian Blur para suavizar riscos na superfície oriundos do processo de brunimento. Também foi aplicado um filtro de medição para considerar apenas vales com área acima de 2  $\mu\text{m}^2$ .



**Figura 5** – Imagem bidimensional obtida a partir de um microscópio digital (à esquerda) e imagem com aplicação de um *Threshold* para quantificação de vales na superfície da camada de cromo brunida.

## 3. RESULTADOS DE DESGASTE

Na Figura 6 são exibidos os resultados de desgaste obtidos experimentalmente, onde é possível observar o melhor desempenho em relação às amostras do grupo X, com uma redução de 73% de desgaste em comparação às amostras do grupo Y.



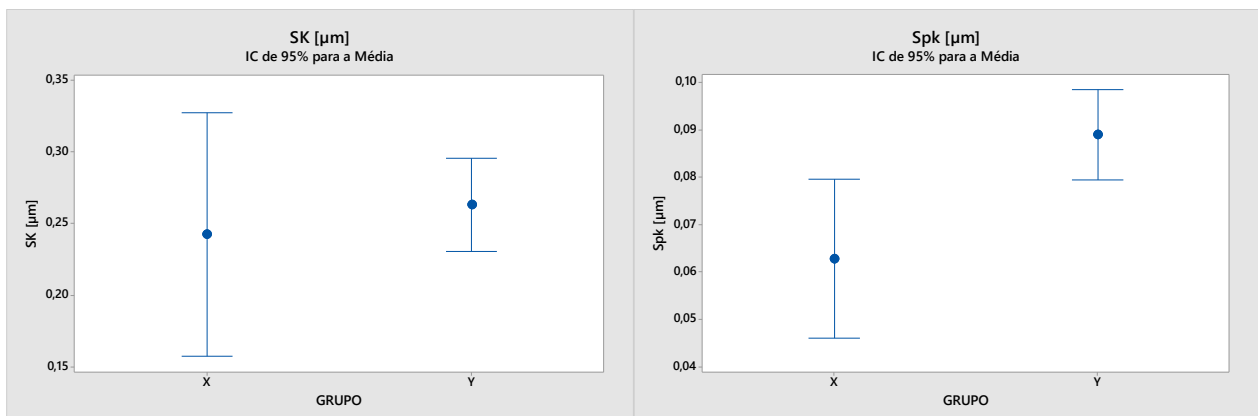
**Figura 6** - Resultados de desgaste obtidos nos testes de bancada: à esquerda resultados individuais de desgaste para cada amostra de cilindro e à direita resultado médio do desgaste.

Os cilindros do grupo X apresentaram melhor *performance* em relação a desgaste, assim como um menor desvio dos resultados (barra de erros). Isso significa que a superfície das amostras do grupo X são superfícies que fornecem maior estabilidade ao funcionamento do cilindro e conseqüentemente do motor.

### 3.2 Análise da superfície de deslize

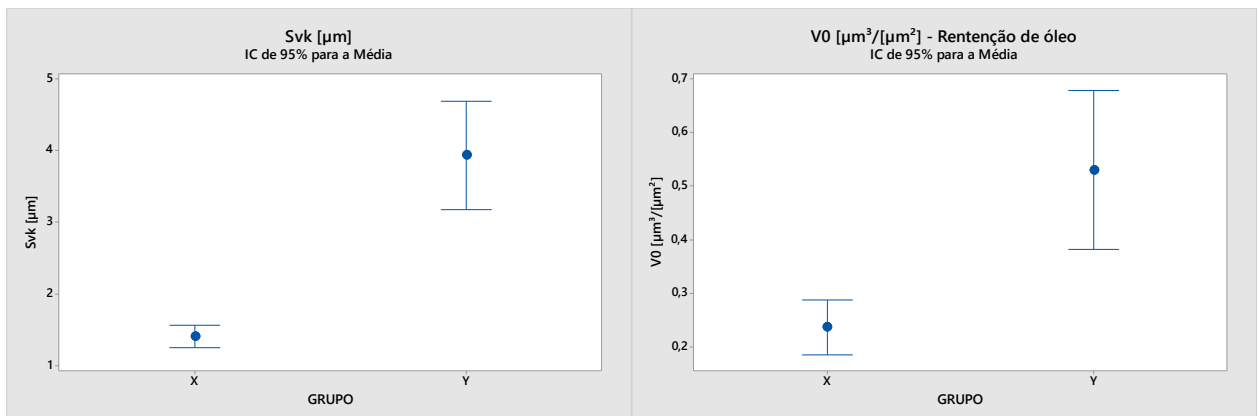
#### 3.2.1 Resultados de topografia 3D

Os parâmetros da função (Spk, Sk e Svk) estão profundamente relacionados à curva de Abbott-Firestone. A Figura 7 apresenta os resultados das médias do valor Sk e Spk.



**Figura 7** – Parâmetros funcionais Sk e Spk da curva Abbott.

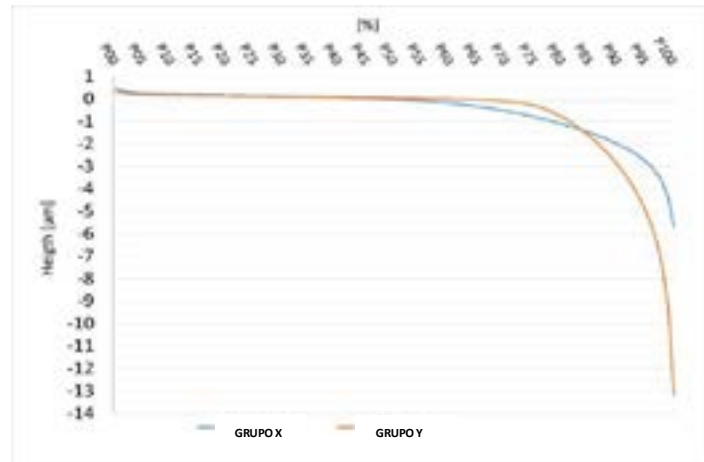
Os parâmetros da curva Abbott-Firestone Sk e Spk não apresentaram relação com o desempenho das amostras testadas. O parâmetro Svk, que tem relação com a profundidade dos vales e o V0 que se refere ao parâmetro de retenção de óleo são apresentados na Figura 8.



**Figura 8** - Parâmetros funcionais Svk e V0 da curva Abbott.

Uma vez que os parâmetros  $Svk$  e  $V0$  estão relacionados à disponibilidade de lubrificante na superfície, seria de se esperar que o cilindro Y tivesse um desempenho melhor do que cilindro X. No entanto, o cilindro Y apresentou desempenho ao desgaste inferior do que as amostras do cilindro X.

Na Figura 9 é apresentado a média das curvas Abbott, com um total de 9 medições por grupo.

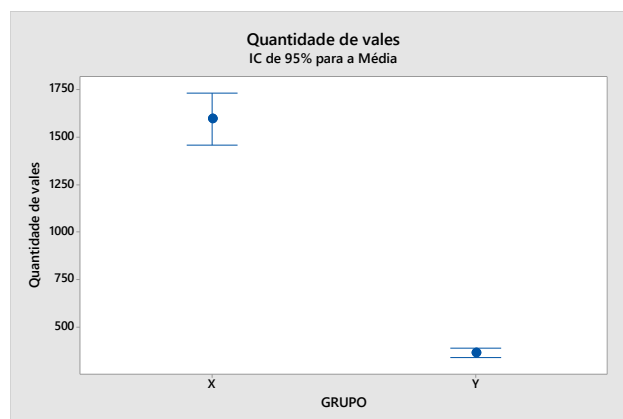


**Figura 9** – Curva Abbott-Firestone do grupo X (em azul) e do grupo Y (em laranja).

Na curva Abbott é possível observar a diferença de comportamento das curvas entre o grupo X e Y. Verificou-se que a profundidade a 100% de material é cerca de 2× maior nas amostras do grupo Y do que nas amostras do grupo X. Os parâmetros de rugosidade funcionais são extraídos da curva Abbott. Assim, a profundidade máxima a 100% de material influencia diretamente o parâmetro  $Svk$ . Ambos têm relação com a profundidade de vales.

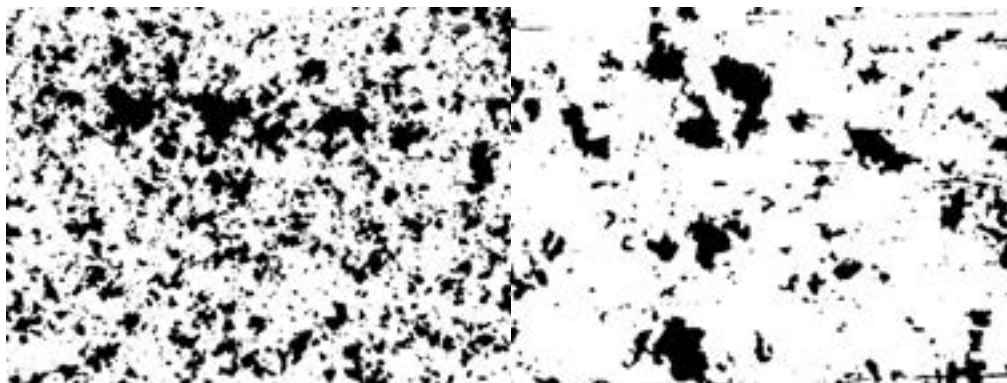
### 3.3.2 Resultados da morfologia da superfície

Os resultados da quantidade de vales são apresentados na Figura 10.



**Figura 10** – Resultados da quantidade de vales das amostras analisadas do grupo X e Y.

O grupo X apresentou maior quantidade de vales que o grupo Y, cerca de 4x mais. Na Figura 11 são apresentadas as morfologias obtidas. A partir desta figura, fica clara a diferença da quantidade de vales entre o grupo X e Y. A quantidade de vales é um recurso importante para a avaliação da superfície do cilindro, uma vez que é provável que esteja relacionado ao desempenho do cilindro.



**Figura 11** – Morfologia da superfície 2D das amostras de cilindros do grupo X (à esquerda) e do grupo Y (à direita).

O grupo X apresenta os vales dispersos em toda a superfície, diferente do que acontece no grupo Y, onde os vales estão em menor quantidade e em algumas situações aglomerados, havendo regiões em que não há a presença de vales.

Acontece que possivelmente, a quantidade de vales pode influenciar na distribuição de óleo na superfície. Em forma geral, quanto maior a quantidade de vales, mais regiões vão estar com a presença de óleo. Este não foi o caso das amostras do grupo Y, onde verificou-se regiões sem a presença de vales. Aliado a isso, existe a correlação entre os parâmetros de profundidade e quantidade de vales. As amostras do grupo Y, além de apresentar menor quantidade de vales na superfície, também exibe os mesmos com uma profundidade cerca de 2× maior que as amostras do grupo X, como apresentado anteriormente. Isso remete ao fato de que o óleo irá ficar retido nos poucos vales existentes na superfície, limitando a lubrificação para o contato tribológico.

#### 4. DISCUSSÃO

Os parâmetros da curva Abbott-Firestone  $S_k$  e  $S_{pk}$  não apresentaram relação com o desempenho das amostras testadas e não se correlacionaram com nenhum outro parâmetro. Foram encontradas características das superfícies que estão fortemente relacionadas ao desempenho de desgaste: a distribuição, a profundidade dos vales, altura de vales reduzida ( $S_{vk}$ ) e o parâmetro relacionado a retenção de óleo ( $V_0$ ). Nas superfícies avaliadas, um aumento na quantidade de vales levou a uma melhor distribuição dessas estruturas sobre a superfície do cilindro. Na literatura [18] tem-se que o perfil da distribuição de pressão ao longo de um único vale promove pressão hidrodinâmica adicional para o lubrificante. Este efeito de suporte hidrodinâmico aumenta a capacidade de suporte de carga da superfície do cilindro, ajudando a suportar a carga dos anéis de pistão. Portanto, uma maior quantidade de vales fornece melhor distribuição do efeito da pressão hidrodinâmica acima mencionado sobre toda a superfície, ajudando a reduzir a força de atrito e, conseqüentemente, melhorando o desempenho de desgaste do motor. As amostras com maior retenção de óleo (parâmetro  $V_0$ ) apresentaram uma piora na *performance* do motor. Isso remete que o volume de retenção de óleo [ $V_0$ ] deve ser o suficiente para armazenar quantidade de lubrificante adequada (nem pouco e nem em excesso); de forma a permitir que o lubrificante armazenado contribua positivamente para o contato tribológico.

#### 5. CONCLUSÃO

No presente trabalho, verificou-se experimentalmente (testes de desgaste) que as amostras de superfície de cilindros do grupo X apresentaram melhor *performance* em relação às do grupo Y. Isso foi associado às características de superfície de cada grupo de cilindros. As amostras do grupo X apresentaram maior quantidade de vales, mais bem distribuído e com menor profundidade. Por outro lado, as amostras do grupo Y apresentaram menor quantidade de vales, mas com maior profundidade. Os parâmetros da curva Abbott-Firestone  $S_k$  e  $S_{pk}$  não apresentaram relação com o desempenho das amostras testadas. Já os parâmetros com relação a



profundidade de vales,  $S_v$  e  $V_0$  (retenção de óleo) foram os parâmetros que mais influenciaram no desempenho do motor ao desgaste, assim como a quantidade de vales. Um aumento na quantidade de vales corrobora a uma melhor distribuição de óleo na superfície, o que influencia na lubrificação do sistema tribológico, reduzindo o desgaste. A profundidade do vale apresentou relação inversa com o desempenho ao desgaste, o que remete a existência de uma profundidade de vale ideal. Nesse caso, os vales devem ser profundos o suficiente para armazenar quantidade de lubrificante adequada, mas também rasos o suficiente para permitir que o lubrificante armazenado contribua positivamente para o contato tribológico.

## REFERÊNCIAS

- [1] K. Holmberg, P. Andersson, N.O. Nylund, K. Mäkelä, A. Erdemir, Global energy consumption due to friction in trucks 30 and buses, *Tribol. Int.* 78 (2014) 94–114. doi:10.1016/j.triboint.2014.05.004. 31
- [2] K. Holmberg, P. Andersson, A. Erdemir, Global energy consumption due to friction in passenger cars, *Tribol. Int.* 47 32 (2012) 221–234. doi:10.1016/j.triboint.2011.11.022. 33
- [3] R.R. Fessler, G.R. Fenske, *Reducing Friction and Wear in Heavy Vehicles*, Argonne - US, 1999. 34
- [4] G. Ryk, I. Etsion, Testing piston rings with partial laser surface texturing for friction reduction, *Wear.* 261 (2006) 792–35796. doi:10.1016/j.wear.2006.01.031. 36
- [5] G. Ryk, Y. Kligerman, I. Etsion, Experimental investigation of laser surface texturing for reciprocating automotive 37 components, *Tribol. Trans.* 45 (2002) 444–449. doi:10.1080/10402000208982572. 38
- [6] N. Biboulet, H. Bouassida, J. Cavoret, A. Lubrecht, Determination of fundamental parameters for the cross-hatched 39 cylinder liner micro-geometry, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part J J. Eng. Tribol.* 231 (2017) 293–301. 40 doi:10.1177/1350650114548202. 41
- [7] M. Nakada, Trends in engine technology and tribology, *Tribol. Int.* 27 (1994) 3–8. doi:10.1016/0301-679X(94)90056-42 6.
- [8] Akbarzadeh S, Khonsari MM (2010), Effect of surface pattern on Stribeck curve. *Tribol Lett* 37:477–486.
- [9] M. Paarth, L. Ryan, B. James, Effect of textured surfaces created by modulation-assisted machining on the Stribeck curve and wear properties of steel-aluminum contact, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2018).
- [10] M. Field et al., *Surface Finish and Surface Integrity*, ASM Handbook Vol 16, Machining, ASM International, 1989, p19–36.
- [11] Michigan Metrology Surface Texture Parameters Glossary.
- [12] R. Leach, *Characterisation of Areal Surface Texture*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2013.48 doi:10.1007/978-3-642-36458-7.
- [13] D. Whitehouse, Surface – A link between manufacture and function, *Proc. Instn. Mech. Engrs.*, 192 (1978), 179-188. [https://doi.org/10.1243/pime\\_proc\\_1978\\_192\\_018\\_02](https://doi.org/10.1243/pime_proc_1978_192_018_02).
- [14] N. Biboulet, H. Bouassida, J. Cavoret, A. Lubrecht, Determination of fundamental parameters for the cross-hatched cylinder liner micro-geometry, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part J J. Eng. Tribol.* 231 (2017) 293–301.41 doi:10.1177/1350650114548202.
- [15] [10] W. Koszela, P. Pawlus, R. Reizer, T. Liskiewicz, The combined effect of surface texturing and DLC coating on the functional properties of internal combustion engines, *Tribol. Int.* 127 (2018) 470–477. 51 doi:10.1016/j.triboint.2018.06.034.
- [16] J. Michalski, P. Woś, The effect of cylinder liner surface topography on abrasive wear of piston-cylinder assembly in 13 combustion engine, *Wear.* 271 (2011) 582–589. doi:10.1016/j.wear.2010.05.006.
- [17] H. Rahnejat, S. Balakrishnan, P.D. King, S. Howell-Smith, In-cylinder friction reduction using a surface finish optimization technique, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part D J. Automob. Eng.* 220 (2006) 1309–1318. 11 doi:10.1243/09544070JAUTO282.
- [18] J. Cheong, S. Wigger, H.J. Füber, S.A. Kaiser, High-resolution LIF-Imaging of the oil film thickness in the piston-ring/cylinder-liner contact in an optical tribometer, *Tribol. Int.* 147 (2020). doi:10.1016/j.triboint.2020.106230.



# Influência do processo de brunimento nas características da superfície de camisas de motores à combustão

Guilherme P. Sieben <sup>(1)</sup>  
Paula R. Caumo <sup>(2)</sup>  
Jean C. Poletto <sup>(3)</sup>  
Patric D. Neis <sup>(4)</sup>  
Ney F. Ferreira <sup>(4)</sup>  
Antonio S. Takimi <sup>(5)</sup>  
Carla S. ten Caten <sup>(6)</sup>  
Carlos P. Bergmann <sup>(7)</sup>

## ABSTRACT

The functional characteristics of a combustion engine are closely related to the tribological aspects of the liner-piston-compression rings system. Optimizing this tribological system means reducing the friction between the liner and the compression rings, improving the engine's performance regarding the wear of these components, as well as a gain in power can be expected. For the optimization of this tribological system, the surface characteristics of the liner play a fundamental role. Of special interest as surface characteristics are the roughness parameters such as  $S_k$ ,  $S_{vk}$ ,  $S_{pk}$ ,  $V_o$  and  $T_f$ , in addition to the volume parameters  $V_{vc}$  and  $V_{vv}$  and the quantity and size of pick-outs (surface voids caused by material removal). The honing process is used to give the final shape of the liner's internal surface, acting directly in the generation of these surface characteristics. Therefore, this study addresses the influence of the honing process on the topography of the internal surface of combustion engine's liner. The liners were coated with a layer of hard chrome and honed with two different honing tool configurations (type and abrasive) and process parameters. The samples' surfaces were analyzed through interferometry and microscopy for later evaluation through the parameters of the Abbott curve and the morphology of their pick-outs. The results obtained demonstrate a clear influence of the honing parameters on the liners' surfaces.

<sup>(1)</sup> Mechanical engineer, Master student; PPGEM, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(2)</sup> Master student; 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> Prof. Dr.; Laboratory of Tribology, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(5)</sup> Prof. Dr.; PPGEM, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(6)</sup> Prof. Dr.; LOOP Laboratory of Products and Processes Optimization, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

<sup>(7)</sup> Prof. Dr.; Laboratory of Ceramic Materials, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

**Key words:** Surface topography; tribology; honing; CBN; AlOx; Abbott; roughness; combustion engine.

## RESUMO

As características funcionais de um motor a combustão estão intimamente relacionadas aos aspectos tribológicos do sistema camisa-pistão-anéis de compressão. Quanto mais otimizado este sistema tribológico for, menor será o atrito existente entre a camisa e os anéis de compressão e melhor será o desempenho do motor quanto ao desgaste destes componentes, bem como um ganho de potência pode ser esperado. Para a otimização deste sistema tribológico, as características superficiais da camisa desempenham papel fundamental. Como características superficiais, são de especial interesse os parâmetros de rugosidade, como  $S_k$ ,  $S_{vk}$ ,  $S_{pk}$ ,  $V_o$  e  $T_f$ , além dos parâmetros de volume  $V_{vc}$  e  $V_{vv}$  e da quantidade e tamanho dos *pick-outs* (vazios na superfície causados por remoção de material). Nas etapas de fabricação da camisa, o processo de brunimento é utilizado para dar a forma final da sua superfície interna, atuando diretamente na geração dessas características superficiais. O presente estudo aborda, então, a influência do processo de brunimento na topografia da superfície interna de camisas de motores a combustão. Para tal, as camisas foram revestidas com uma camada de cromo duro e posteriormente brunidas com duas configurações diferentes de ferramenta de brunimento (tipo e abrasivo) e parâmetros de processo. As amostras tiveram suas superfícies analisadas através de interferometria e microscopia para a posterior avaliação através dos parâmetros da curva Abbott e da morfologia de seus *pick-outs*. Os resultados obtidos demonstram uma clara influência dos parâmetros de brunimento sobre as superfícies das camisas.

**Palavras-chave:** Topografia de superfície; tribologia; brunimento; CBN; AlOx; Abbott; rugosidade; motor combustão.

## 1. INTRODUÇÃO

Em um mundo globalizado como temos atualmente, manter-se em constante aprimoramento é primordial para participar de um mercado extremamente competitivo. Fabricantes de motores à combustão interna enfrentam, adicionalmente, as frequentes atualizações de legislações ambientais, que reduzem gradual e fortemente os limites de emissão de gases poluentes. Assim, a busca incessante pela otimização da performance dos motores é essencial para se manterem no mercado.

Por volta de 40% do total da energia gerada por um motor automotivo à combustão típico são consumidos pelo atrito nos componentes do motor [2]. Já o sistema camisa-pistão-anéis do pistão é responsável por 50% a 60% deste atrito [1]-[3]. Com isso, tem-se que a este sistema tribológico podem ser atribuídos em torno 20% do total das perdas mecânicas por atrito de um motor de combustão interna. Portanto, reduzindo-se essa perda por atrito pode-se conseguir um benefício significativo para a otimização dos consumos de combustível e de óleo lubrificante, atingindo-se, assim, uma redução na emissão de gases poluentes na atmosfera [3]. Logo, os aspectos tribológicos dos motores à combustão, em especial do sistema camisa-pistão-anéis do pistão, vêm sendo largamente estudados [2]-[7], concluindo que a otimização da topografia das superfícies das camisas e dos anéis do pistão são de extrema importância para melhorar a performance dos motores.

Os blocos e as camisas dos motores à combustão interna são largamente fabricados com ligas de alumínio [1], [10]. Para melhorar a sua resistência ao desgaste e sua performance tribológica, diferentes revestimentos são utilizados atualmente. Entre estes, destacam-se os revestimentos *Diamond-like carbon* (DLC), Ni-SiC e cromo duro, por suas características de elevada dureza e baixo coeficiente de atrito [1], [5], [8]-[10]. Para o presente estudo foi utilizado o revestimento de cromo duro, por ser o material mais robusto para camisas de alumínio [10]. O acabamento e topografia final da superfície das camisas pode ser feito através de diferentes processos, sendo o brunimento o mais usual [3], [5]-[7].

Este estudo tem por objetivo demonstrar a influência do brunimento na topografia das superfícies de camisas de motores à combustão interna através da avaliação e comparação de duas

variantes do processo de brunimento. As amostras são de alumínio, revestidas com cromo duro e brunidas considerando dois tipos de ferramentas e abrasivos.

## 2. REALIZAÇÃO DO TESTE

Para a realização do presente estudo, as camisas foram fabricadas em uma empresa parceira, fabricante de motores à combustão (não identificada por questões de confidencialidade), utilizando as seguintes etapas de fabricação: injeção sob pressão em alumínio, usinagem do diâmetro interno da camisa, aplicação do revestimento de cromo duro e brunimento para a calibração do diâmetro e acabamento da superfície interna da camisa.

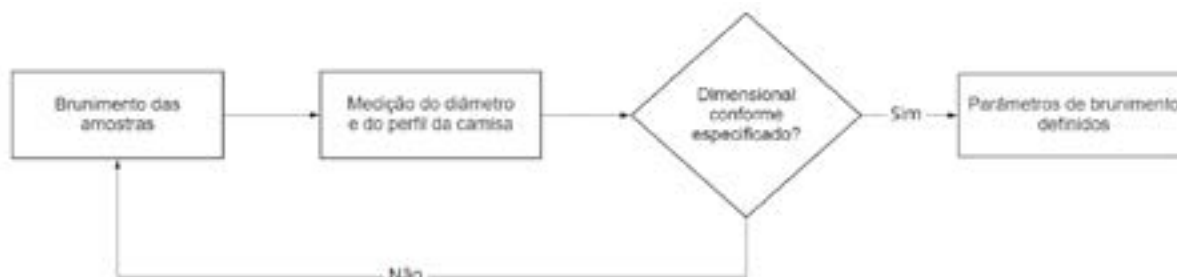
Considerando que o objeto deste trabalho recai somente sobre a operação de brunimento, os processos anteriores foram mantidos constantes, eliminando-se, assim, possíveis interferências dos mesmos nas superfícies finais das camisas. Já o processo de brunimento é, também, dividido em etapas, sendo a primeira um desbaste da camada de cromo e a segunda o acabamento da superfície da camisa. A etapa de desbaste é realizada com abrasivos diamantados e é responsável por eliminar as irregularidades da camada cromada, levando-a praticamente para o diâmetro final especificado para o produto. É no desbaste que serão gerados os *pick-outs* (vazios na superfície causados por remoção de material) na camada cromada, que servirão como microreservatórios de lubrificantes e para o armazenamento de partículas de desgaste [3]. A posterior etapa de acabamento calibra o diâmetro final da camisa conforme especificação, reduz a rugosidade de picos e confere a topografia final da superfície da camisa.

Duas variantes de abrasivos para as pedras de acabamento foram então definidas: óxido de alumínio (AlOx) e nitreto de boro cúbico (CBN). Os abrasivos de AlOx são compostos por uma estrutura porosa, sendo suscetíveis a deformações elásticas durante a fabricação das peças. Por outro lado, os abrasivos de CBN apresentam uma estrutura densa, e com menor deformação elástica que a AlOx. Adicionalmente aos diferentes abrasivos, as duas variantes de acabamento contaram, ainda, com dois tipos de ferramentas para a fixação das pedras de brunimento, uma vez que as características dos abrasivos demandam ferramentas diferentes. As ferramentas utilizadas no estudo estão apresentadas na Figura 1.



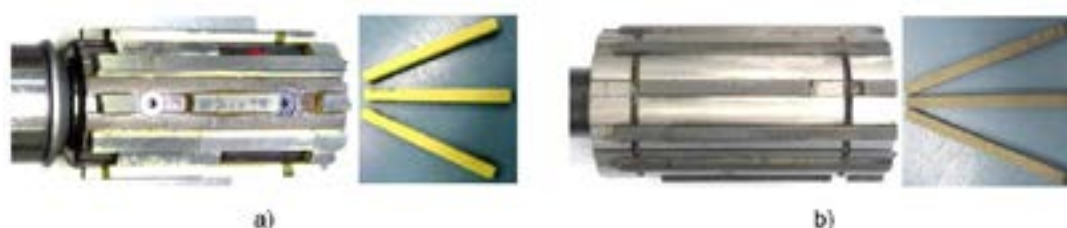
**Figura 1:** Ferramentas de brunimento para abrasivos de a) AlOx e b) CBN.

Antes da realização do brunimento para a avaliação das superfícies, foi necessário definir os corretos parâmetros desse processo, tal como rotações e números de golpes por minuto, velocidades de expansão da ferramenta e tempos de ciclo. Para tal, seguiu-se o fluxograma mostrado na Figura 2.



**Figura 2:** Fluxograma para a definição dos parâmetros para as duas etapas das camisas.

A Figura 3 e a Tabela 1 trazem, respectivamente, as definições da configuração das pedras abrasivas nas ferramentas de brunimento e dos principais parâmetros de processo.



**Figura 3:** Configuração das pedras nas ferramentas de brunimento definidas para os abrasivos a) AlOx e b) CBN.

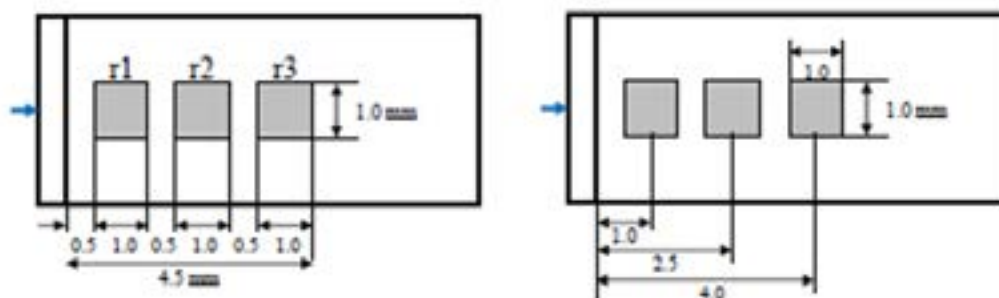
**Tabela 1:** Principais parâmetros definidos para as etapas de brunimento.

<b>Etapa</b>	<b>Parâmetro</b>	<b>AlOx</b>	<b>CBN</b>
Desbaste	Rotação [rpm]	750	600
	Golpes [gpm]	200	170
	Velocidade de Expansão Rápida [mm/min]	5,0	10,0
	Velocidade até diâmetro 1 [mm/min]	2,7	2,5
	Velocidade até diâmetro 2 [mm/min]	1,0	1,4
Acabamento	Tempo de ciclo [s]	45	34
	Rotação [rpm]	800	850
	Golpes [gpm]	100	150
	Tempo de ciclo [s]	23	36

Três amostras de camisas de cada variante foram utilizadas para a realização das avaliações das superfícies brunidas. A análise de morfologia da superfície foi realizada com um microscópio Zeiss Axio Lab A.1, utilizando uma objetiva 10x, com ampliação de 100x e tempo de exposição de 10 ms. As imagens obtidas foram analisadas com o auxílio do software Fiji-ImageJ. Primeiramente as imagens foram binarizadas em preto e branco para posterior contagem dos pixels brancos e pretos. Na sequência foram obtidos os valores para: quantidade total de *pick-outs* (pixel preto); área média dos *pick-outs* (área de preta dividida pela quantidade de *pick-outs*); percentuais da área de contato (pixel branco) e da área de *pick-outs* em relação à área total da imagem.

Já para as medições de topografia foi utilizado um interferômetro Bruker Contour GTK. A análise foi feita em três regiões diferentes para cada amostra (Figura 4) com uma resolução espacial de 0,5  $\mu\text{m}$ . Aos dados brutos foram aplicados um filtro de comprimento de onda curta Gaussiano  $\lambda_s = 2.5 \mu\text{m}$  e um filtro de comprimento de onda longa Gaussiano Robusto  $\lambda_c = 250 \mu\text{m}$ . Os dados filtrados foram então analisados através de curvas Abbott-Firestone para a determinação dos parâmetros das rugosidades de núcleo ( $S_k$ ), picos ( $S_{pk}$ ) e vales ( $S_{vk}$ ), volume de retenção de óleo ( $V_o$ ), capacidade de carregamento ( $T_f$ ), volume vazio de núcleo ( $V_{vc}$ ) e volume vazio de vales ( $V_{vv}$ ). Para tal foram usadas as definições da norma ISO 25178-2 [11].

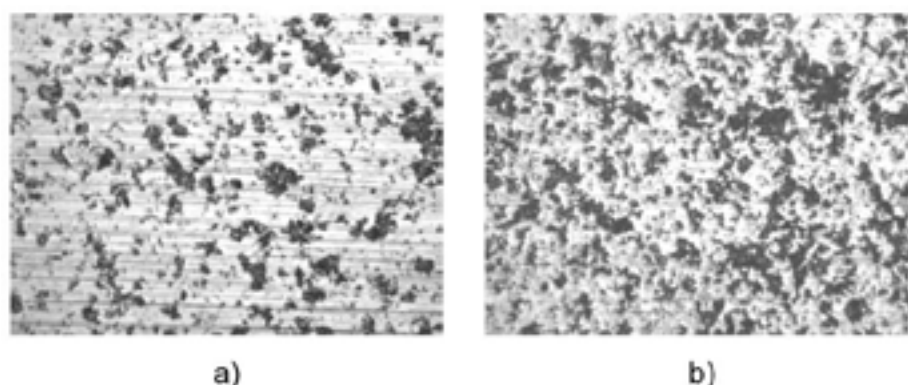




**Figura 4:** Definição das áreas avaliadas por interferometria nos corpos de prova. A seta azul indica o ponto morto superior do motor.

### 3. RESULTADOS DE MORFOLOGIA E TOPOGRAFIA DAS SUPERFÍCIES BRUNIDAS

A Figura 5 mostra uma imagem da morfologia da superfície da camisa para cada variante de brunimento, onde os *pick-outs* são as áreas mais escuras. A Tabela 2 resume os resultados da análise da morfologia das superfícies.



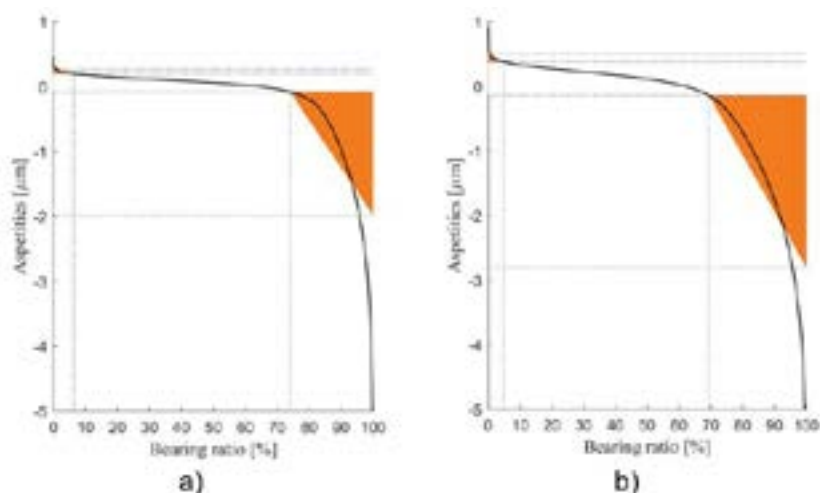
**Figura 5:** Microscopias das superfícies geradas pelas variantes de brunimento com abrasivos a) AlOx e b) CBN.

**Tabela 2:** Resultados da morfologia das superfícies. Valores médios das três peças para cada variante.

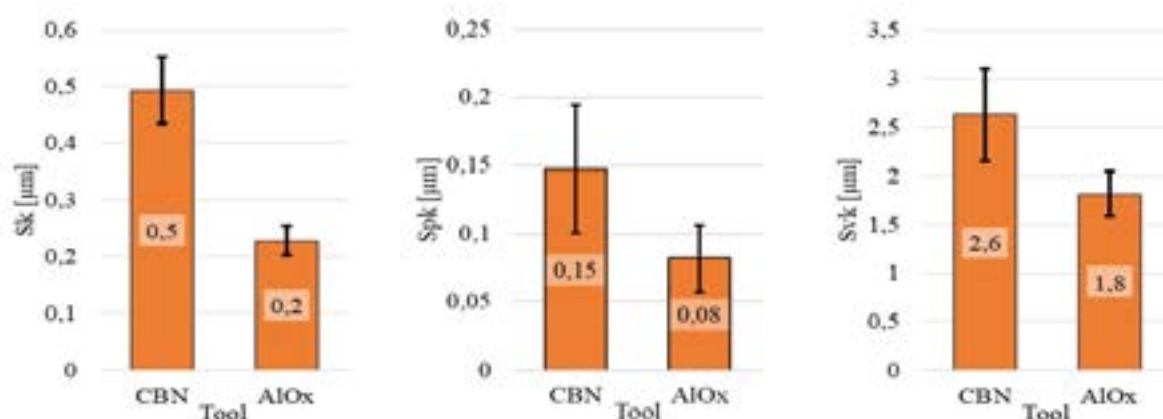
Característica	AlOx	CBN
Quantidade de <i>pick-outs</i>	1900	2300
Área média dos <i>pick-outs</i> [ $\mu\text{m}^2$ ]	97	122
Área de contato em relação à área total [%]	82	76
Área dos <i>pick-outs</i> em relação à área total [%]	18	24

Em relação à morfologia das superfícies, tem-se que a variante com abrasivos de CBN apresenta uma quantidade de *pick-outs* em torno de 20% maior em relação à variante brunida com abrasivos de AlOx. O total da área dos vazios dividido pela quantidade dos *pick-outs* indica que a área média dos *pick-outs* gerada com CBN é por volta de 26% maior em comparação com a do AlOx. Estas duas condições levam a superfície gerada pelos abrasivos de AlOx a terem uma área brunida (regiões claras nas imagens da Figura 5) cerca de 8% maior que a do CBN. Ou seja, as camisas brunidas com AlOx tendem a ter mais área de contato com os anéis dos pistões.

A Figura 6 apresenta as curvas Abbott de duas superfícies representativas das amostras de cada variante, enquanto que a Figura 7 traz a média de cada variante para os parâmetros Sk, Spk e Svk.



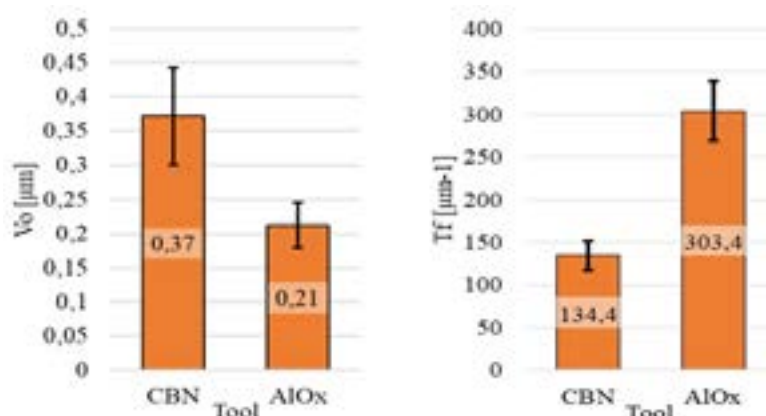
**Figura 6:** Curvas Abbott de superfícies geradas pelas variantes de brunimento com abrasivos a) AlOx e b) CBN.



**Figura 7:** Valores médios para os parâmetros de rugosidade Sk, Spk e Svk. As linhas de erro representam o valor de um desvio padrão.

Esses resultados mostram que Sk e Svk das superfícies brunidas com CBN são, respectivamente, cerca de 150% e 45% maiores do que as apresentadas pelas superfícies geradas pelos abrasivos de AlOx. Os valores de Spk são consideravelmente pequenos em relação aos outros dois parâmetros, demonstrando a característica do *plateau-honing* de reduzir drasticamente os picos das superfícies [3].

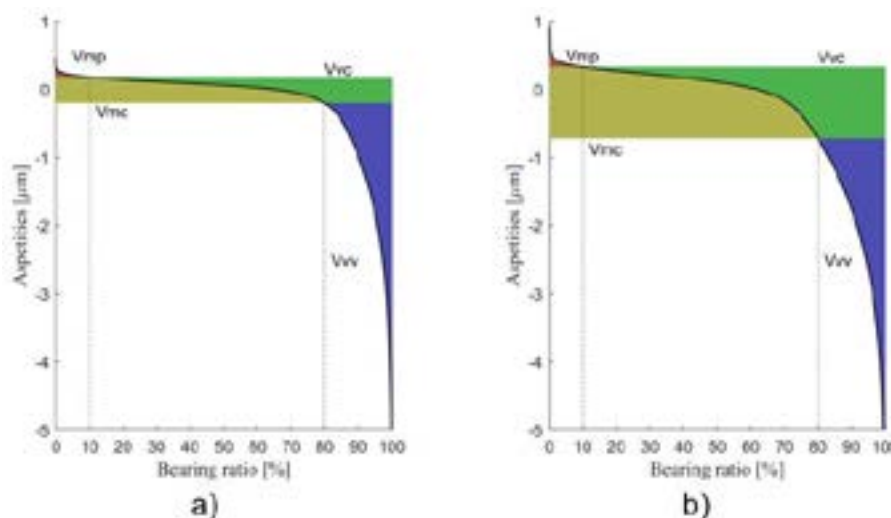
As médias de cada variante para os parâmetros Vo e Tf são mostrados na Figura 8.



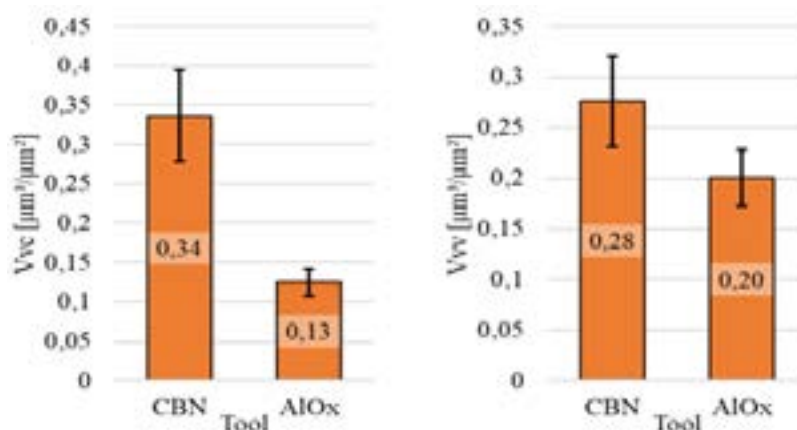
**Figura 8:** Valores médios para os parâmetros Vo e Tf. As linhas de erro representam o valor de um desvio padrão.

Os valores de  $V_o$  e  $T_f$  das superfícies geradas com CBN são significativamente maior (~76%) e menor (~56%), respectivamente, quando comparados com os valores das superfícies geradas por meio da ferramenta de  $AlOx$ . Estes valores indicam que os abrasivos de CBN geram superfícies capazes de armazenar mais óleo lubrificante.

A Figura 9 apresenta visualmente os parâmetros de volume para duas superfícies analisadas. Os valores médios para os parâmetros  $V_{vc}$  e  $V_{vv}$  estão na Figura 10.



**Figura 9:** Curvas Abbott com parâmetros de volume de duas superfícies geradas pelas variantes de brunimento com abrasivos a)  $AlOx$  e b) CBN.



**Figura 10:** Valores médios para os parâmetros  $V_{vc}$  e  $V_{vv}$ . As linhas de erro representam o valor de um desvio padrão.

Estes parâmetros também indicam uma nítida diferença entre as características topográficas para as superfícies brunidas com os abrasivos de CBN e  $AlOx$ . Percebe-se claramente que a maior diferença ocorre no volume de vazio de núcleo ( $V_{vc}$ ), com CBN gerando um volume quase três vezes maior do que o gerado pelo  $AlOx$ . Como a diferença para o volume de vazios dos vales ( $V_{vv}$ ) é menor do que  $V_{vc}$ , tem-se que os maiores volumes de retenção de óleo ( $V_o$ ) das superfícies produzidas com CBN advêm do núcleo (área verde na Fig. 9). Estas características podem ser benéficas para a lubrificação dos motores e consequente redução de perdas de atrito, pois o óleo lubrificante está mais perto da superfície de contato entre camisa e pistão.

#### 4. CONCLUSÕES

Para este estudo foram fabricadas camisas de motor a combustão interna com duas variantes de brunimento: abrasivos de AlOx e CBN com suas ferramentas correspondentes.

Os abrasivos de estrutura mais densa (CBN) fabricaram superfícies com uma maior quantidade de *pick-outs* e com uma área média maior do que os abrasivos de estrutura mais porosa (AlOx). Consequentemente, a área de contato das superfícies de CBN foi menor.

Os parâmetros de rugosidade  $S_k$ ,  $S_{vk}$ ,  $V_o$  e  $T_f$  também evidenciaram claramente a influência do processo de brunimento. As superfícies brunidas com CBN foram as que apresentaram os maiores valores de rugosidade e de retenção de óleo e uma menor capacidade de carregamento.

Os parâmetros de volume  $V_{vc}$  e  $V_{vv}$  mostraram que, para as superfícies analisadas, a maior diferença está no  $V_{vc}$ . Com isso, a variante de CBN pode ter uma maior retenção de óleo justamente na região de núcleo da superfície. Já as superfícies geradas com abrasivos de AlOx concentram a retenção de óleo na região de vales da superfície.

Portanto, com as análises de morfologia e topografia realizadas, fica demonstrado que diferentes processos de brunimento em um mesmo revestimento apresentam influência significativa nas características das superfícies geradas.

#### ACKNOWLEDGMENT

Os autores reconhecem o suporte da empresa parceira na confecção das amostras para a realização deste trabalho.

#### REFERENCES

- [1] HEYWOOD, J.B.; SHER, E. Two-Stroke Cycle Engine: It's Development, Operation and Design. Taylor & Francis Group, 1999.
- [2] RONEN, A.; ETSION, I.; KLIGERMAN, Y. Friction-Reducing Surface-Texturing in Reciprocating Automotive Components. Tribology Transactions, 44 (2001), 3, 359-366.
- [3] TOMANIK, E.; EL MANSORI, M.; SOUZA, R.; PROFITO, F. Effect of waviness and roughness on cylinder liner friction. Tribology International, 120 (2018), 547-555.
- [4] RYK, G.; ETSION, I. Testing piston rings with partial laser surface texturing for friction reduction. Wear, 261 (2006), 792-796.
- [5] KOSZELA, W.; PAWLUS, P.; REIZER, R.; LISKIEWICZ, T. The combined effect of surface texturing and DLC coating on the functional properties of internal combustion engines. Tribology International, 127 (2018) 470-477.
- [6] BIBERGER, J.; FÜSSER, H.J. Development of a test method for a realistic, single parameter-dependent analysis of piston ring versus cylinder liner contacts with a rotational tribometer. Tribology International, 113 (2017) 111-124.
- [7] MICHALSKI, J.; WOS, P. The effect of cylinder liner surface topography on abrasive wear of piston-cylinder assembly in combustion engine. Wear, 271 (2011) 582-589.
- [8] ZHOU, Y.; ZHANG, H.; QIAN, B. Friction and wear properties of the co-deposited Ni-SiC nanocomposite coating. Applied Surface Science, 253 (2007) 8335-8339.
- [9] LI, K.; SU, T. Tribological properties of the plating chromic layer for 38CrMoAl cylinder liner. J. Wuhan Univ. Technol.-Mat. Sci. 27 (2012) 1128-1132.
- [10] LAUSMANN, G.A. Chromium plating. Leutze Verlag, 2007.
- [11] ISO 25178-2, Geometrical product specifications (GPS) — Surface texture: Areal Part 2: Terms, definitions and surface texture parameters, Int. Organ. Stand. (2012).

# Enhancement of the RE-boronizing process through the use of La, Nd, Sm, and Gd compounds

Cesar R. K. Santaella\*; Samuel P. Cotinho; Olandir V. Correa;  
Marina F. Pillis

Nuclear and Energy Research Institute, IPEN/CNEN  
Prof. Lineu Prestes Av. 2242, São Paulo, Brazil.  
\*Corresponding author: [cesar.santaella@alumni.usp.br](mailto:cesar.santaella@alumni.usp.br)

## Abstract

Rare-earth elements have been used in the thermochemical treatment of boronizing to enhance boron diffusion. In order to further investigate the effect of these elements on the process, neodymium-, samarium-, and gadolinium were utilized for the treatment of AISI 1045 samples carried out at the temperature of 1173 K for 4 h. The resulting boride layers formed were characterized through optical microscopy, microhardness test, and X-ray diffraction (XRD). The comparison of the layers showed that the addition of neodymium increased the depth by 48%, with samarium by 54%, and with gadolinium by 76%.

**Key words:** boriding, boronizing, rare earth, diffusion

## 1. INTRODUCTION

The surface of materials is responsible, in many cases, for determining the service life of numerous engineering components. Among the properties requested, depending on the factors to which materials for industrial use are normally exposed, wear resistance, corrosion resistance and oxidation resistance stand out [1].

There are a large number of coatings used to protect the metallic surface that aim at the best service performance of these materials. The modification of the surface by compounds formed from the diffusion of chemical elements that react with metal is widely used in industry. Superficial layers are obtained typically from the diffusion of carbon, nitrogen, boron and sulfur, alone or together with other metallic elements and is carried out by thermal activation of the metal substrate. As a result, the chemical composition of the material's surface is modified and new phases are formed, with particular distinct mechanical and chemical properties. Carburizing, nitriding and boronizing are some of the surface modification techniques that can be cited [2].

Boronizing, in particular, is the thermochemical process for surface modification that features the most comprehensive range of metals to be applied, including almost all metallic elements on the periodic table, with the exception of aluminum, copper, and magnesium [2]. In steels, boronizing results in hardness values much higher than those obtained at carburizing and nitriding processes, due to the formation of high hardness iron borides on the surface. These borides constitute a continuous and compact phase, chemically more stable than the steel substrate and with a low friction coefficient, thus contributing greatly to reducing the wear [3].

In critical industrial applications, such as oil well casing tubes, abrasive wear is so severe and replacement costs so high that the use of top-performing surface hardening processes is of great interest. For these tubes, the boronizing process has been used for increasing their service life [4]. Other critical components, as for example, rolling bearings of wind energy generators, find reference for an advantageous replacement of the carburizing process by the boronizing [5].

Boronizing is a relatively unexplored thermochemical treatment when compared to other solid-state diffusion hardening processes, such as carburizing and nitriding. One of the reasons for this is the fact



that it is performed at relatively elevated temperatures (1223 K) for long periods, from 4 to 6 hours, which results in significant changes in the microstructure of the steels, such as grain growth and reduction of mechanical properties [6].

Obtaining boride layers with an adequate thickness for the service demand in temperatures that do not cause grain growth depends on the efficiency of the boron diffusion, which is the reason for further investigating the process. Among the possibilities, it can be cited the use of electric currents in boronizing salt baths, the use of superplastic deformation, and the addition of rare earth (RE) elements [7].

The use of RE elements finds references in several articles and publications since the 1980s, notably for the thermochemical treatments of carburizing and nitriding [8 – 19]. In the gas carburizing process, for example, the addition of cerium chloride to the process reagents increased the concentration and depth of carbon penetration compared to the conventional process [16]. In the salt bath nitriding process it is to be found the addition of RE elements in the form of cerium or lanthanum chlorides, resulting in improved hardness and layer thickness [18]. Similar results have also been reported for plasma nitriding [19].

The boronizing process with RE additions finds references for the use of cerium, lanthanum and neodymium [20 – 22], however with mixed results. The addition of neodymium, for example, revealed an increase in the thickness of the layers only at process temperatures above 1133 K [22].

The effect of RE elements on the boride layers formed varies with the RE element itself and the compound used [23]. Thus, this work aimed to compare the layers thickness and the hardness resulted from RE oxides and nitrates added to the boronizing process.

## 2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

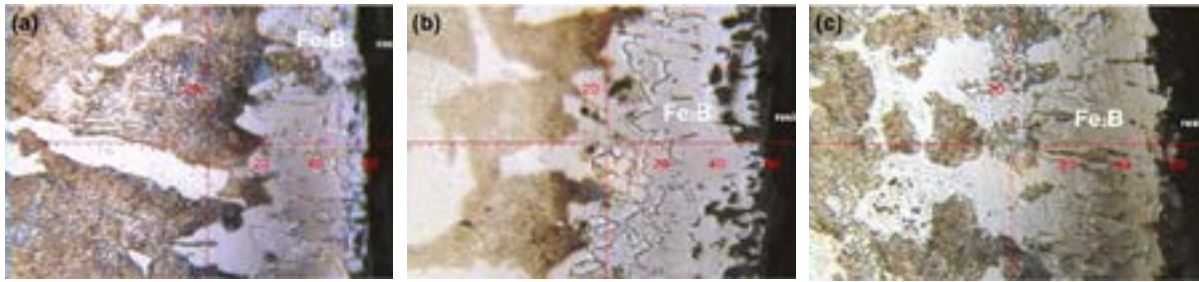
The specimens were prepared from an AISI 1045 steel bar supplied in the standardized state, with a diameter of 50 mm, which was turned to a diameter of 15mm and face-faced in discs on the lathe for a height of 6 mm. These discs were then ground on their flat faces in 220, 400, and 600 mesh grade sandpaper and a 1200 mesh SiC paper. The boron donor medium used was a mixture (in wt.%) of 5% B<sub>4</sub>C, 5% KBF<sub>4</sub> and 2,5% RE, formulated as RE-oxides of La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Nd<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and RE-nitrates of Nd(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>, Sm(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub> or Gd(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>, all diluted with SiC [23].

The specimens were boronized in a tubular electrical furnace under argon flux at 1173 K for 4 h and slowly cooled inside the furnace. The surface layers were characterized by optical microscopy (Olympus model BX51M) and by X-ray diffraction (XRD) with Cu-K $\alpha$  radiation of 1.54060 Å and 0.02° interval step mode using a Rigaku model Multiflex diffractometer.

The thickness of the boride layers measured on the cross-section of the specimens was determined through the average of randomly selected peaks in different regions and the microhardness values of the layers were determined by the mean of ten indentations, located at the same depth below the surface, using a microhardness tester with Vickers penetrator (Fischerscope model HM2000) with an indentation load of 30 g applied for 20 s [23].

## 3. RESULTS AND DISCUSSION

The layers formed after boronizing with RE-oxides at 1173 K for 4h, investigated by optical microscopy at the cross-section of the specimen are shown in Fig.1. It can be seen the presence of two different regions near the surface, a saw-toothed boride layer and below it, a pearlitic-rich diffusion zone. At the immediate interface between the boride layer and the diffusion zone, it can also be seen some ferrite-induced phases, which are typically formed after the silicon present on the AISI 1045 steel is expelled by the formation of the iron boride layer. Similarly, the increased participation of the pearlitic phase below this iron boride layer is related to the migration of carbon atoms towards the core, migration induced by the formation on the surface of the iron boride phases [24].



**Fig.1.** Micrographs of the boride layer of the AISI 1045 specimens treated at 1173 K for 4 h, (a) boronized, (b) La-boronized and (c) Nd-boronized.

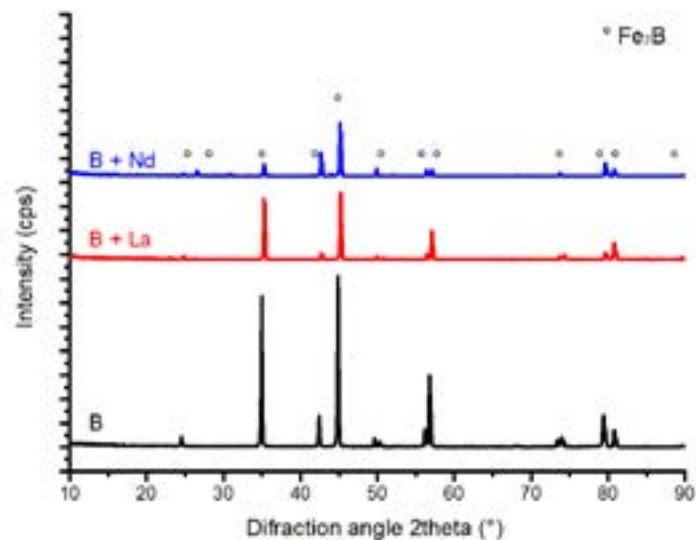
The thickness of these boride layers, measured by optical microscopy at the cross-section of the specimens is presented in Table 1 [23].

**Table 1** – Boride layer hardness and layer depth for boronizing process with and without RE-oxide additions

Process	RE Ionic Radius (Å)	Vickers Hardness (kg/mm <sup>2</sup> )	Depth (µm)
<b>B</b>	-	1802.6 ± 52.9	36.5 ± 2.3
<b>B + La</b>	1.160	1711.5 ± 27.7	50.2 ± 4.4
<b>B + Nd</b>	1.109	1730.9 ± 40.8	47.6 ± 4.1

The results show that the use of lanthanum and neodymium oxides in the boronizing process at 1173 K leads to the formation of thicker boride layers, in agreement with other publications of boronizing with the additions of lanthanum [21] and neodymium [22]. The microhardness values measured are similar to those found in the literature for the iron borides [7].

The phases present in the boronized layers were investigated through X-ray diffraction analysis and the results found are shown in the Fig.2.



**Fig.2.** XRD patterns of the boronized specimens with additions of La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Nd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

The diffractograms of the boronized, La-boronized, and Nd-boronized samples showed the presence of the iron boride phase  $Fe_2B$ . The presence of RE elements phases in the diffractograms is not observed, a result that is consistent with other publications, that reported the use of EDS [22], XPS [23], and Auger analysis [25] on the surface of the boronized samples to detect RE elements on the layers. This finding can be explained by the very small amount of RE phases close to the surface, being their presence in higher amounts reported at about 30  $\mu m$  below the surface, which is beyond the X-ray penetration depth [22].

The addition of RE oxides to the boronizing process at 1173 K resulted in an increase in the boride layer thickness formed. The morphological analysis of these layers revealed an increase in the porous zone near the surface of the samples boronized with RE oxides, an outcome that could be associated with the diffusion of oxygen into the lattice of the boride phases formed. The reduction of the porosity was accomplished through the use of RE nitrates, as it can be seen in Fig.3, that show the micrographs of the layers formed on the samples boronized at 1173 K with additions of neodymium, samarium and gadolinium nitrates, respectively.



**Fig.3.** Micrographs of the boride layer of the AISI 1045 specimens treated at 1173 K for 4 h, (a) Nd-boronized, (b) Sm-boronized and (c) Gd-boronized.

The thickness of these boride layers, measured by optical microscopy at the cross-section of the specimens is presented in Table 2.

**Table 2 –** Boride layer hardness and layer depth for boronizing process with RE-nitrate additions

Process	RE Ionic Radius (Å)	Vickers Hardness (kg/mm <sup>2</sup> )	Depth (μm)
<b>B</b>	-	1802.6 ± 52.9	36.5 ± 2.3
<b>B + Nd</b>	1.109	1821.7 ± 27.1	54.1 ± 4.1
<b>B + Sm</b>	1.079	1847.1 ± 33.6	56.3 ± 4.4
<b>B + Gd</b>	1.053	1848.2 ± 31.2	64.2 ± 4.3

The comparison of layer depths of the Nd-boronizing process, carried out at 1173 K by 4 h, as to be seen in Fig.1 and Fig.3 showed that the addition in the form of nitrates results in the formation of thicker layers (54.1  $\mu m$ ) when compared to that obtained with the addition of neodymium in the form of oxides (47.6  $\mu m$ ). Furthermore, the micrographs presented in Fig.3 revealed, as well, that the addition of samarium and gadolinium nitrates resulted in increasingly thicker boride layers. The electronic configuration of the RE elements, with its outermost 6s<sup>2</sup> sublevel, always filled, results in an “outward appearance” identical among them, resulting in similar chemical properties of the elements in the lanthanide series. Thus, the variation of boron diffusion observed as a formation of thicker layers with the addition of RE elements with smaller ionic radius, as the data gathered in Table 1 and 2 show, allows to correlate the boron diffusion ratio as being proportionally inverse to the ionic radius of the RE element added. This correlation and the mechanism of influence of RE elements in the boronizing process is further investigated in other publications and is reported to be related to the formation of

distinct RE-borides in the layer [23].

#### 4. CONCLUSIONS

In this work, RE-boronizing of the carbon steel AISI 1045 at 1173 K for 4 h was investigated through the use of various RE elements, added to the reagents of the powder-pack boronizing process in the form of RE-oxides or RE-nitrates. The results obtained at the samples led to the following conclusions:

- The addition of RE elements to the boronizing process in the formulation of oxides increased the thickness of the boride layers by 38% for  $\text{La}_2\text{O}_3$  and 30% for  $\text{Nd}_2\text{O}_3$ ;
- RE nitrates are more effective in the increase of the boride layer thickness, 38% for  $\text{Nd}(\text{NO}_3)_3$  in comparison with 30% for  $\text{Nd}_2\text{O}_3$  samples;
- The additions of RE nitrates to the boronizing process increased the thickness of the boronized layers formed by 54% ( $\text{Sm}(\text{NO}_3)_3$ ) and 76% ( $\text{Gd}(\text{NO}_3)_3$ )

#### ACKNOWLEDGEMENTS

The authors are grateful to the Brazilian Agency CNPq for the scholarships granted.

#### REFERENCES

- [1] ZUM GAHR, K.-H. Modelling of two-body abrasive wear. *Wear*, v.124, p.87 – 103, 1988.
- [2] MATSUDA, F.; NAKATA, K.; TOHMOTO, K. Surface Hardening of Various Metals and Alloys with Boronizing Technique. *Transactions of Joining and Welding Research Institute*, p.123 – 129, 1984.
- [3] HABIG, K.H.; FISHER, R.C. Wear behavior of boride layers on alloyed steels. *Tribology International*, v.14, p.209, 1981.
- [4] LIN, N.; ZHOU, P.; ZHOU, H.; GUO, J.; ZHANG, H.; ZOU, J.; MA, Y.; HAN, P.; TANG, B. Pack Boronizing of P110 Oil Casing Tube Steel to Combat Wear and Corrosion. *International Journal of Electrochemical Science*, v.10, p.2694 – 2706, 2015.
- [5] GRECO, A.; MISTRY, K.; SISTA, V.; ERYILMAZ, O.; ERDEMIR, A. Friction and wear behaviour of boron-based surface treatment and nano-particle. *Wear*, v.271, p.1754 – 1760, 2011.
- [6] SMALLMAN, R.E.; NGAN, A.H.W. *Modern Physical Metallurgy (8.Ed.)*, Chapter 12 - Steel Transformations, Ed.: R.E. Smallman, A.H.W. Ngan, Butterworth-Heinemann, p.473 – 498, 2014.
- [7] KULKA, M. Trends in Thermochemical Techniques of Boriding. In: *Current Trends in Boriding. Engineering Materials*. Springer (Cham), p.17 – 98, 2019.
- [8] WEI, Y.D.; LIU, Z.R.; WANG, C.Y. A note on coating of surface diffusion infiltration of RE on steel 20 and Armco iron by chemical process. *Acta Metallurgica Sinica*, v.19, p.197, 1983.
- [9] LIU, Z.R., ZHU, F.Y., CUI, Y.X., SH, Y.X., WANG, C.G. Microstructure of surface layer formed at low temperature and high carbon concentration carburizing with rare earth element. *Journal of Rare Earths*, v.11, p.196, 1993.
- [10] ZHU, F.Y., CAI, C.H., MENG, Q.C., YAN, M.F., LIU, Z.R. Observation and analysis of the microstructure in carburized surface layer of steel 20Cr2Ni4A treated with conventional and rare earth carburizing process. *Journal of Rare Earths*, v.14, p.154, 1996.
- [11] BELL, T., SUN, Y., LIU, Z.R., YAN, M.F. Rare earth surface engineering. *Journal Heat Treatment of Metals*, v.27, 1-8, 2000.
- [12] YAN, M.F., SUN, Y., BELL, T., LIU, Z.R., XIA, L.F. Diffusion of La in plasma RE ion nitrided surface layer and its effect on nitrogen concentration profiles and phase structures. *Acta Metallurgica Sinica*, v.36, p.487, 2000.
- [13] YAN, M.F., SUN, Y., BELL, T., LIU, Z.R., XIA, L.F. Effect of temperature and phase constitution on kinetics of diffusion. *Journal of Rare Earths*, v.20, p.330, 2002.

- [14]ZHANG, C.S.; YAN, M.F., SUN, Z. Experimental and theoretical study on interaction between lanthanum and nitrogen during plasma rare earth nitriding. *Applied Surface Science*, v.287, p.381 – 388, 2013.
- [15]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*, v.34(11), p.1148, 2016.
- [16]YAN, M.F. Study on absorption and transport of carbon in steel during gas carburizing with rare-earth addition. *Materials Chemistry and Physics*, v.70 p.242 – 244, 2001.
- [17]DONG, M.; CUI, X.; ZHANG, Y.; JIN, G.; YUE, C.; ZHAO, X.; CAI, Z.; XU, B. Vacuum carburization of 12Cr2Ni4A low carbon alloy steel with lanthanum and cerium ion implantation. *Journal of Rare Earths*, v.35, p.1164 – 1170, 2017.
- [18]DAI, M.; LI, C.; HU, J. The enhancement effect and kinetics of rare earth assisted salt bath nitriding. *Journal of Alloys and Compounds*, v.688, p.350 – 356, 2016.
- [19]LIU, R.L.; QIAO, Y.J.; YAN, M.F.; FU, Y.D. Effects of Rare Earth Elements on the Characteristics of Low Temperature Plasma Nitrocarburized Martensitic Stainless Steel. *Journal of Materials Science & Technology*, v.28(11), p.1046 – 1052, 2012.
- [20]YAO, S. and YUAN, Q. Effect of Process Parameters and Cerium Oxide Content on Boronizing Layer of 40Cr Steel. *Hot Working Technology*, (2), p.42, 2014.
- [21]YANG, G. & ZHU, F. Effect of RE on Inductive Boronizing Process and Wear Resistance of Q345 Steel. *Hot Working Technology*, 2013(24), p.47, 2013.
- [22]LU, X.X.; LIANG, C.; GAO, X.X.; AN, J.; YANG, X.H. Catalysis of rare earth element Nd on boriding of AISI 1045 steel. *Iron and Steel Institute of Japan – ISIJ International*, v.51, p.799 – 804, 2011.
- [23]SANTAELLA, C.R.K. Effect of rare earth additions in the boronizing process of AISI 1045 steel. Dissertation submitted to the Nuclear and Energy Research Institute in partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science in Materials for Nuclear Technology 2020:188 – IPEN/BR.
- [24]CARBUCICCHIO M. & PALOMBARINI G. Effects of alloying elements on the growth of iron boride coatings. *Journal of Materials Science Letters* 1987;(6):1147-1149.
- [25]WANG DONG; LI YUN-DONG; ZHANG XIU-LI A novel steel RE-borosulphurizing and mechanical properties of the produced RE-borosulfide layer. *Applied Surface Science* 276 (2013) 236–241



## **Resistência ao Desgaste de Revestimentos Ricos em Nióbio Aplicado em Substrato de Aço Microligado por SAW.**

### **Wear resistance of niobium-rich coatings applied to microalloyed steel substrate by SAW.**

Prof<sup>o</sup>. Dr. Edilson Nunes Pollnow<sup>1</sup>; Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Alice Gonçalves Osório<sup>2</sup>; Prof<sup>o</sup>. Dr. Ederson Bitencourt das Neves<sup>3</sup>; Franchescole Borges Cardoso<sup>2</sup>.

<sup>1</sup> Universidade Federal da Grande Dourados, Faculdade de Engenharia, Curso de Engenharia Mecânica.

<sup>2</sup> Universidade Federal de Pelotas, CDTec, Curso de Engenharia de Materiais.

<sup>3</sup> Universidade Federal do Rio Grande, Escola de Engenharia, Curso de Engenharia Mecânica.

#### Resumo

O cenário mundial atual retrata uma situação de desabastecimento mundial de matérias-primas e elevação do preço das mesmas. As economias que já ansiavam por peças e equipamentos mais duráveis, neste panorama necessitam ainda mais de solução de engenharia para aumentar a vida útil ou suprimir o desgaste destas peças e equipamentos. Com base nisso, este estudo buscou aliar a engenharia de superfícies com a engenharia de soldagem na tentativa de obtenção de um revestimento rico em Nióbio através da deposição por soldagem a arco submerso, pois esta é uma técnica que permite altas taxas de deposição, é de grande simplicidade técnica e com custo relativamente baixo. Esta pesquisa consistiu na adição de uma liga de FeNb em 3 diferentes percentuais em peso a um fluxo básico comercial. Essa mistura foi adicionada como fluxo na soldagem a arco submerso como forma de transportar Nb para a microestrutura do revestimento e tentar melhorar as propriedades mecânicas e de resistência ao desgaste abrasivo. Para caracterização do revestimento, foram analisadas as características microestruturais, como a presença das fases nos revestimentos, com o auxílio de microscopia ótica; a microdureza através de um microdurômetro Vickers e as características de resistência ao desgaste abrasivo, como a perda de massa com o auxílio de um abrasômetro tipo roda de borracha. Os resultados apontaram sucesso na obtenção dos revestimentos, bem como que estes formaram microestruturas ricas em Nb. Com relação a resistência ao desgaste, as adições de FeNbC conferem melhorias de performance de até 31 % em condições de maior abrasividade e 54% em condições de menor abrasividade aos revestimentos enriquecidos com Nb.

Palavras-chave: Desgaste; Revestimento; Nióbio; SAW.

## Abstract

The current world scenario portrays a situation of global shortage of raw materials and an increase in their prices. Economies that already yearned for more durable parts and equipment, in this panorama, need even more of an engineering solution to increase the useful life or eliminate the wear of these parts and equipment. Based on this, this study sought to combine surface engineering with welding engineering in an attempt to obtain a coating rich in Niobium through deposition by submerged arc welding, as this is a technique that allows high deposition rates, it is of great technical simplicity and relatively low cost. This research consisted of adding a FeNb alloy at 3 different weight percent to a commercial basic flux. This mixture was added as a flux in submerged arc welding as a way to transport Nb to the microstructure of the coating and try to improve the mechanical properties and abrasive wear resistance. To characterize the coating, the microstructural characteristics were analyzed, such as the presence of phases in the coatings, with the aid of optical microscopy; the microhardness through a Vickers microhardness tester and the abrasive wear resistance characteristics, such as the loss of mass with the aid of a rubber wheel type abrasometer. The results showed success in obtaining the coatings, as well as that they formed microstructures rich in Nb. With regard to wear resistance, the additions of FeNbC confer performance improvements of up to 31% under more abrasive conditions and 54% under less abrasive conditions to coatings enriched with Nb.

Keywords: Wear; Coating; Niobium; SAW.

## 1. INTRODUÇÃO

Componentes com baixa dureza e fraco desempenho em resistência ao desgaste podem impactar negativamente na vida útil de peças ou equipamentos.

Uma ideia da escala dos custos incorridos pela degradação dos materiais pode ser obtida tentando estimar o valor de todo o equipamento de engenharia atualmente em uso no mundo. Batchelor; Loh; Chandrasekaran (2011) afirmam quanto ao valor material em bens de engenharia, que um número que atinja talvez trilhões de dólares não seria surpreendente.

Como forma de tentar reduzir o desgaste destes materiais, diversos autores abraçam a ideia da utilização de revestimentos, com sua aplicação nos mais diversos setores da indústria.

Para a produção de revestimentos estão disponíveis uma grande quantidade de técnicas de deposição, algumas com capacidade de deposição de poucos micrometros até técnicas capazes de depositar vários milímetros de revestimento (BUDINSKI, 2014).

Em função da grande diversidade de processos, entre outros fatores, alguns destes muitas vezes não recebem a importância esperada. Um exemplo disso é a utilização da técnica de arco submerso para deposição de revestimentos duros. Embora este processo seja caracterizado por sua

simplicidade técnica e suas elevadas taxas de deposição, ainda são concentrados poucos estudos nos revestimentos por arco submerso.

Com o avanço das pesquisas na área de revestimentos, elementos como Cromo, Vanádio e Nióbio tem recebido grande importância em função do preço, mais barato que o Tungstênio, que normalmente é utilizado, e com boas propriedades no tocante a resistência ao desgaste (CAO et al., 2016; ZHAO; XU; FU, 2017).

Quando falamos do Nióbio especificamente, este possui preço variando entre 40 e US\$ 50, cerca de 4 a 5 vezes menor que o Tungstênio. Outro fator que incentiva a utilização de produtos à base de Nb é a sua concentração em terras brasileiras, com o Brasil detendo cerca de 98% das reservas de Nióbio no mundo (FAPESP, 2019).

Segundo Mesquita; Schuh (2012), o carbeto de nióbio (NbC) mostra-se como um candidato natural a material para revestimento duro, pois este composto exibe uma dureza maior que 20 GPa e um ponto de fusão superior a 3000°C.

No entanto, Woydt; Mohrbacher, (2014) citam que poucos dados sobre o perfil tribológico do NbC não aglutinado ou ligado ao metal estão disponíveis.

Embora o NbC seja um componente de muitas ligas e metais duros, seu comportamento tribológico carece de maiores estudos.

O estudo das propriedades tribológicas destes tratamentos superficiais em revestimentos é, portanto, indispensável para definir as aplicações em um determinado processo em que seja necessário explorar variáveis como: dureza, resistência ao desgaste, adesão, etc.

Atento a essa necessidade, o presente trabalho enfoca na obtenção e o estudo resistência ao desgaste de revestimentos de ricos em nióbio em um aço microligado por meio da deposição por soldagem a arco submerso, bem como o estudo microestrutural e avaliação de microdureza.

## 2. METODOLOGIA (MATERIAIS E MÉTODOS)

Como substrato para ancorar os revestimentos ricos em nióbio, foram escolhidas chapas de um aço microligado (vide composição na tabela 1). Estas foram cortadas nas dimensões de 300 x 300 x 20 mm (C X L X E), esmerilhadas com disco flap grão 80 e posterior limpeza com álcool, a fim de garantir uma chapa plana e com a limpeza adequada necessária ao processo de soldagem.

Para a produção dos revestimentos utilizou-se o arame OK Autrod 12.22 (ASME SFA-5.17 EM12K) com diâmetro de 4 mm, cedido pela Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM) e indicado pelo fabricante para a utilização com o fluxo ESAB OK Flux 10.71.

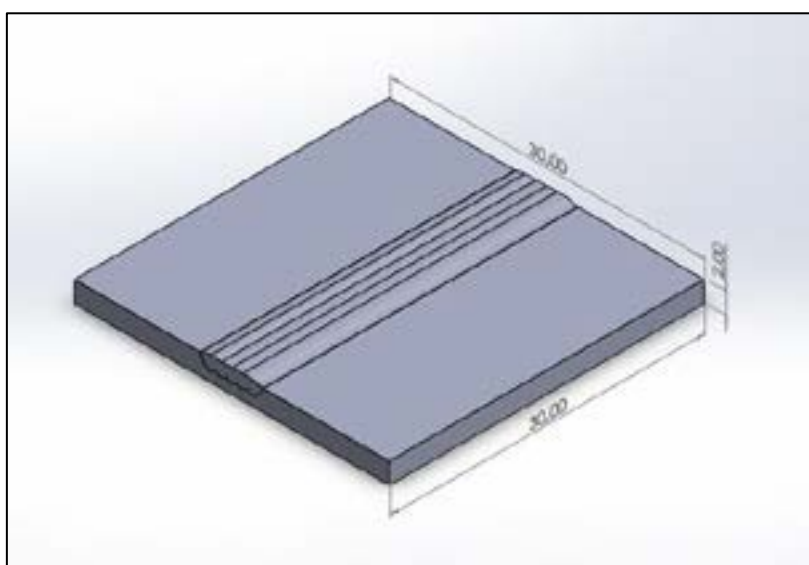
Ao fluxo ESAB OK Flux 10.71 foram adicionados 3 diferentes percentuais de uma liga de Fe-Nb, limitando seu uso a 15%. Este novo fluxo formulado, agora

com a adição de FeNb foi utilizado tanto como forma de proteção ao cordão formado como com a intenção de transportar nióbio para a superfície da chapa e desta formar produzir um revestimento de dureza elevada, que acrescentassem a chapa ganhos em propriedades mecânicas e resistência ao desgaste. Para efeito de comparação foram produzidos revestimentos apenas com o fluxo comercial, sem adição de FeNb.

Para o procedimento de soldagem posicionou-se a tocha do equipamento de soldagem a arco submerso com fonte marca Miller, modelo Subarc DC 1000 com controlador automático da mesma marca modelo HDC 1500 DX, e após alguns pré testes optou-se por utilizar uma tensão de referência de 36 Volts, uma DBCP de 37 mm, velocidade de soldagem de 43,18 cm/min e uma velocidade de alimentação de 1,2 m/min.

Definidos os parâmetros de soldagem, os cordões foram soldados de forma linear, aguardando o resfriamento do mesmo até 50°C, para que um novo cordão fosse depositado. Manteve-se uma sobreposição de 50% entre os cordões de revestimento com um total de 5 cordões, conforme representado na Figura 1.

Figura 1: Representação gráfica do revestimento sobre a chapa.



Fonte: Acervo do Autor.

Os revestimentos foram analisados microestruturalmente através da técnica de microscopia ótica, analisados também quanto a sua microdureza com o auxílio de um microdurometro Vickers.

Para isso as amostras passaram por preparação metalográfica das conforme (ASTM E3 – 11, 2011). Esta contou com as etapas de corte, lixamento, polimento e ataque químico das amostras com uma solução de Nital 2%.

As análises de microscopia ótica foram realizadas em um microscópio ótico de luz refletida da marca Olympus, modelo BX41M-LED, com sistema de aquisição de dados digital.

A verificação da microdureza das amostras foi realizada através de medidas de microdureza Vickers com o auxílio de um microdurômetro, marca Shimadzu, modelo HMV 2T, analisando as amostras no sentido transversal à camada do revestimento.

A análise de resistência ao desgaste abrasivo foi conduzida em um equipamento de teste de roda de borracha do fabricante Brastorno, modelo Rolltest de acordo com a norma (ASTM G65 – 16E1, 2013) com adaptação do parâmetro de teste A em função de limitações do equipamento.

As amostras para este ensaio foram cortadas com largura de  $10 \pm 2$  mm (dimensão limitada pelo equipamento) com demais dimensões livres, embora quando verificadas, os comprimentos foram de  $\cong 90$  mm e a espessura  $\cong 22$  mm.

Conforme procedimento indicado na norma (ASTM G65 – 16E1, 2013), as amostras foram limpas com solvente, neste caso para garantir uma limpeza utilizou-se a metodologia adotada por Deng et al. (2020), submetendo cada amostra a um banho ultrassônico em álcool por 30 minutos.

Após limpeza, as amostras foram secas e pesada em balança digital analítica do fabricante Shimadzu, modelo AY220 com precisão de 0,0001 g. O processo de pesagem é feito novamente após o ensaio de desgaste, para determinar a taxa de perda de massa de cada amostra.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 2 apresenta as micrografias da zona de fusão dos revestimentos. É possível observar, através de uma análise preliminar, que a adição de FeNbC em diferentes percentuais faz com que ocorram mudanças significativas ao longo da zona de metal fundido das amostras.

Para a amostra sem a adição da liga FeNb observamos uma microestrutura composta por: ferritas de contorno de grão (GF), ferritas poligonais (PF), ferritas de segunda fase (FS) e ferritas aciculares (AF). Estes tipos de microconstituintes são bem comuns para os aços microligados soldados por SAW.

Com adições de FeNb de até 5% é possível observar diversas diferenças em comparação ao revestimento soldado somente com o fluxo original. A primeira delas é o tipo de interface de solidificação, enquanto que no revestimento F0 é observado uma interface de crescimento celular orientada no sentido da extração de calor, na amostra F05 essa interface de solidificação passa a ser colunar dendrítica, com orientação no sentido de extração do calor também. Verifica-se ainda uma matriz ferrítica com carbonetos dissolvidos ao longo da matriz.

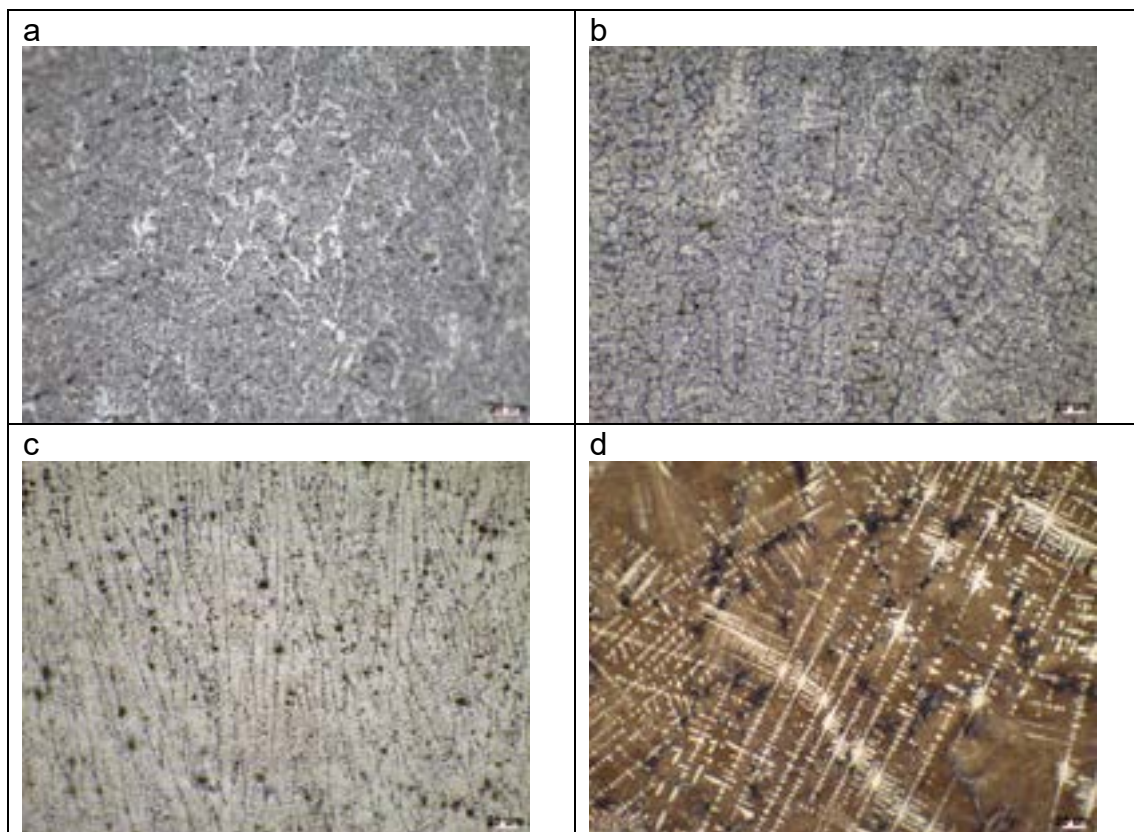


Em adições entre 5 e 10% de FeNb a microestrutura é caracterizada por possuir uma matriz austenítica e formação de uma estrutura dendrítica composta basicamente pela estrutura de Laves ( $Fe_2Nb$ ).

Na figura 2 item d, observamos a microestrutura da amostra com percentuais de FeNb entre 10 e 15%. A partir deste percentual começa a haver alterações significativas de microestrutura, com o FeNbC interagindo de forma mais significativa na frente de solidificação do metal.

O revestimento tem uma matriz austenítica, sendo possível observar a presença de blocos dendríticos de  $Fe_2Nb$  (fase Laves) descrita por Qiaoling *et al.* (2021); Vob *et al.* (2011), e presente segundo o mesmo em composições de até 9 % de Nb. Além da estrutura dendrítica, a microestrutura é composta pela fase NbC na forma de “escrita chinesa”, é sugerida por Kan *et al.* (2016), como consequência de um sub-resfriamento constitucional provocado pela rápida taxa de resfriamento e uma depleção de Nb e C dissolvidos no líquido ao longo da interface da partícula de NbC primária de solidificação.

Figura 2: Microestrutura da Zona Fundida dos Revestimentos: (a) revestimento sem adição da Liga de FeNb, (b) revestimento com adição entre 0 e 5% de FeNb, (c) revestimento com adição entre 5 e 10% de FeNb e, (d) revestimento com adição entre 10 e 15 de FeNb.



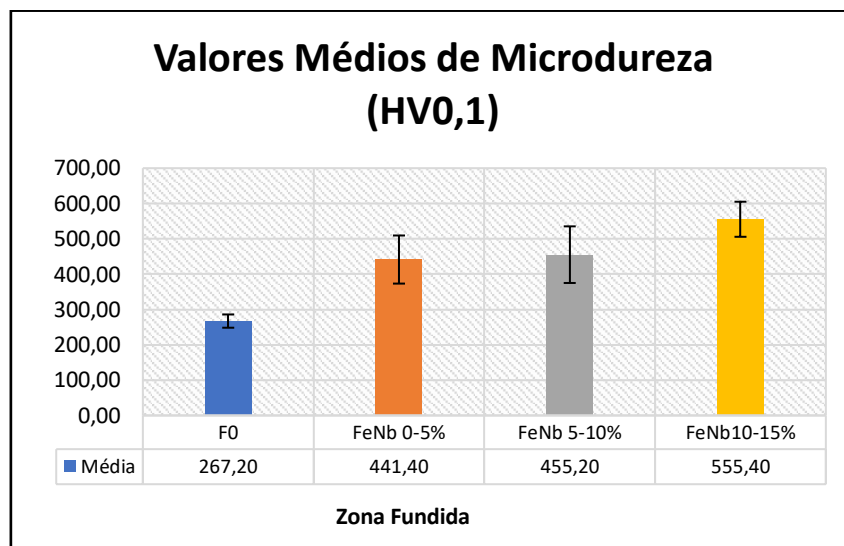
Fonte: Acervo do Autor.

Na figura 3 verificamos os valores de microdureza para os revestimentos obtidos. Para a amostra F0, amostra de referência, o valor médio após 5 indentações foi de 267,20 HV0,1, valores coerentes e semelhantes aos encontrados por (RIBEIRO *et al.*, 2016), para um aço microligado soldado por arco submerso.

A amostra FeNb 0-5%, apresentou um aumento de 65,2% na microdureza do revestimento depositado. Os demais revestimentos acompanharam essa tendência de aumento da microdureza, com incrementos de 70,4 % para o revestimento FeNb 5-10% e 108% para o revestimento FeNb 10-15%.

Esse substancial crescimento na microdureza do revestimento depositado por SAW, indica um alta interação entre o fluxo contendo a liga FeNb e a poça de fusão durante a soldagem, fato já constatado por (OSORIO et al., 2019) para percentuais menores de Nb.

Figura 3: Valores Médios De Microdureza Dos Revestimentos Na Zona Fundida

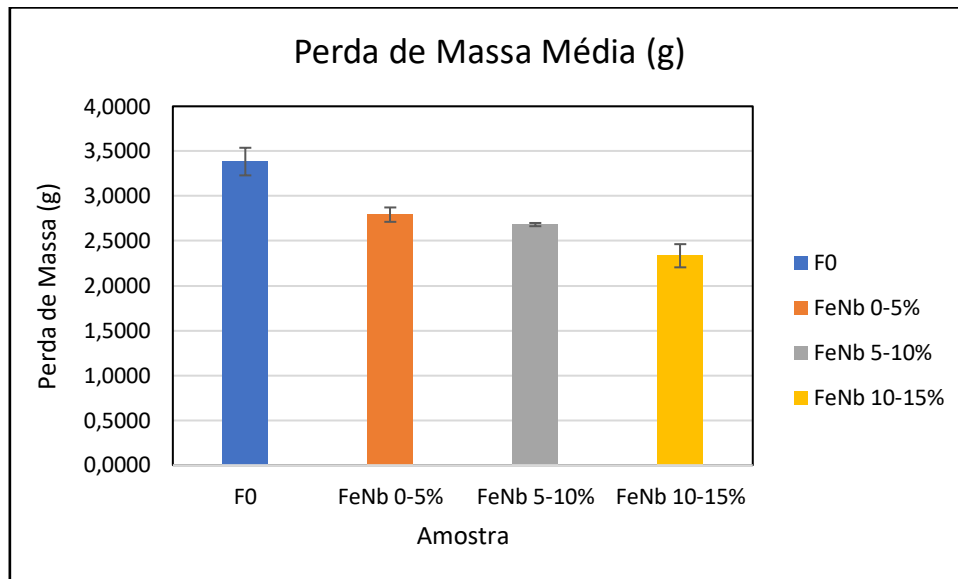


Fonte: Acervo do Autor.

Na figura 4, verifica-se a perda de massa das amostras após ensaio abrasivo com areia IPT 50. Nessa condição, observou-se uma perda de massa de 3,38 g para o revestimento sem adição de FeNb.

Com a adição entre 0 a 5% de FeNb foi verificada perda de massa de 2,79 g, ou seja, uma queda de 17,5 % na perda de massa. Nas adições entre 5 e 10%, a perda de massa foi de 2,68 g, representando uma perda de massa de 20,75% menor em relação a amostra de referência F0. Para a amostra com entre 10 e 15% de FeNb, a perda de massa foi de 2,33 g, cerca de 31% a menos que a amostra que não recebeu a adição de FeNb.

Figura 4: Perda de massa após desgaste abrasivo em areia IPT 50



Fonte: Acervo do Autor.

#### 4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Do ponto de vista microestrutural, a adição da liga rica em Nb demonstra uma boa reatividade da liga com o aço microligado, produzindo a fase Fe<sub>2</sub>Nb (fase Laves), nas amostras com cerca de 5 a 10% de FeNb, a fase de Laves e a fase NbC “escrita chinesa” nas amostras com percentuais de adição entre 10 e 15 de FeNb.

A adição de FeNb ao fluxo ESAB OK Flux 10.71 gerou consideráveis aumentos na microdureza dos revestimentos. Na amostra com cerca de 10 a 15% de FeNb, a microdureza aumentou em 108 %. Esse aumento é resultante da formação da fase Laves para amostras com adição de até 15% de FeNb.

Com relação a resistência ao desgaste, as adições de FeNb conferem melhorias de performance de até 31 % em condições de maior abrasividade aos revestimentos.

Com base em todos os resultados apresentados, esta pesquisa alcançou com sucesso a obtenção de revestimentos ricos em Nióbio através da técnica de soldagem por Arco Submerso. Os revestimentos apresentam-se adequados à aplicações que requeiram elevada resistência ao desgaste abrasivo.

#### REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASTM E3 - 11. ASTM E3 - 11. **ASTM Copyright.**, [S. l.], v. i, p. 1–12, 2011. DOI: 10.1520/E0003-11.2.

ASTM G65 - 16E1. G65-16: Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand / Rubber Wheel. **ASTM Standards**, [S. I.], v. 04, n. Reapproved 2010, p. 1–12, 2013. DOI: 10.1520/G0065-16E01.2.

BATCHELOR, Andrew W.; LOH, Nee Lam; CHANDRASEKARAN, Margam. **Materials Degradation and Its Control by Surface Engineering**. [s.l.] : IMPERIAL COLLEGE PRESS, 2011. DOI: 10.1142/p689. Disponível em: <https://www.worldscientific.com/worldscibooks/10.1142/p689>.

BUDINSKI, Kenneth G. **FRICTION, WEAR, AND EROSION ATLAS**. Boca Raton: CRC Press Taylor & Francis Group, 2014.

CAO, Ya Bin; ZHI, Shi xin; GAO, Qi; TIAN, Xin tao; GENG, Tao; GUAN, Xin; QIN, Cha. Formation behavior of in-situ NbC in Fe-based laser cladding coatings. **Materials Characterization**, [S. I.], v. 119, p. 159–165, 2016. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.08.005. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2016.08.005>

FAPESP. **O Polêmico Nióbio**. 2019. Disponível em: <https://revistapesquisa.fapesp.br/opolemico-niobio/>. Acesso em: 26 mar. 2020.

KAN, Wen Hao; YE, Zi Jie; ZHU, Yue; BHATIA, Vijay Kumar; DOLMAN, Kevin; LUCEY, Timothy; TANG, Xinhua; PROUST, Gwénaëlle; CAIRNEY, Julie. Fabrication and characterization of microstructure of stainless steel matrix composites containing up to 25 vol% NbC. **Materials Characterization**, [S. I.], v. 119, p. 65–74, 2016. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.07.019. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2016.07.019>.

MESQUITA, Rafael A.; SCHUH, Christopher A. Tool steel coatings based on niobium carbide and carbonitride compounds. **Surface and Coatings Technology**, [S. I.], v. 207, p. 472–479, 2012. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.07.052. Disponível em: <http://www.scopus.com/inward/record.url?eid=2-s2.0-84865782179&partnerID=tZOtx3y1>.

OSORIO, A. G.; SOUZA, D.; PASSOS, T. Dos; DALPIAZ, L.; AIRES, T. Effect of niobium addition on the flux of submerged arc welding of low carbon steels. **Journal of Materials Processing Technology**, [S. I.], v. 266, n. June 2018, p. 46–51, 2019. DOI:10.1016/j.jmatprotec.2018.10.020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.10.020>.

QIAOLING, Chu; LIN, Zhang; TUO, Xia; PENG, Cheng; JIANMING, Zheng; MIN, Zhang; JIHONG, Li; 3, Fuxue Yan 1. and Cheng Yan. Welded Joints. *Metals*, [S. I.], v. 11, n. 86, p. 463–486, 2021. DOI: 10.1201/9781439895313-21.

RIBEIRO, Anderson Clayton Nascimento; HENEIN, Hani; IVEY, Douglas G.; BRANDI, Sergio Duarte. Evaluation of AH36 microalloyed steel welded joint by submerged arc welding process with one and two wires. *Materials Research*, [S. I.], v. 19, n. 1, p. 143–152, 2016. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2015-0532.

VOB, S.; PALM, M.; STEIN, F.; RAABE, D. Phase equilibria in the Fe-Nb system. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, [S. I.], v. 32, n. 2, p. 97–104, 2011. DOI: 10.1007/s11669-010-9808-3.

WOYDT, Mathias; MOHRBACHER, Hardy. The use of niobium carbide (NbC) as cutting tools and for wear resistant tribosystems. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, [S. I.], v. 49, p. 212–218, 2014. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2014.07.002. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.07.002>.

ZHAO, Nana; XU, Yunhua; FU, Yonghong. Mechanical properties of one-step in situ synthesized NbC-Fe composite coating. **Surface and Coatings Technology**, [S. I.], v. 309, p. 1105–1110, 2017. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.08.075. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.08.075>.

**10ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis**  
10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

## PREFÁCIO

Nos dias 13, 14 e 15 de outubro de 2021 ocorreu a 10ª 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 que este ano completou 40 anos.

A RENOMAT é evento pioneiro no Brasil que 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. E neste ano ao completar 10 anos, teve sua primeira edição online no formato de conferência virtual.

Nesta edição o evento contou com palestrantes de diferentes regiões do Brasil, da Alemanha e dos Estados Unidos todos com objetivo de compartilhar ideias e novas perspectivas sobre a investigação de materiais e processos aplicados a energias renováveis.

O programa da 10ª edição da RENOMAT foi dividido em 6 sessões orais que contaram com 27 que abordarão temas como materiais e processos de fabricação para energia eólica e sistemas fotovoltaicos, sistemas para o armazenamento de energia e novas tecnologias para geração de energias renováveis, proporcionando a divulgação de ideias científicas e excelentes discussões

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

Em nome da comissão organizadora da 10ª RENOMAT.

Prof. Dr.-Eng. Natália de Freitas Daut  
Presidente da Comissão Organizadora e Científica da 10ª RENOMAT



**10ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis**  
10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

## **PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS**

### **LECTURES & TECHNICAL PAPERS**

RENOMAT 1

#### **HYDROGEN GENERATION TOWARDS DESIGNING THE NEXT GENERATION OF WATER ELECTROLYZERS**

*Marcelo Carmo (Electrochemical Process Engineering, Forschungszentrum Jülich)*

RENOMAT 2

#### **APLICAÇÃO DE NANOMATERIAIS NA CONVERSÃO DE ENERGIA**

Nanomaterial for energy conversion and storage

*Daniel de Araújo Macêdo (Universidade Federal de Pernambuco)*

RENOMAT 3

#### **MATERIAIS NANOESTRUTURADOS PARA A CAPTURA DE ENERGIA POR LIGHT HARVESTING**

*Carlos Pérez Bergmann, Waleska Guglianoini Campos e Rubia Zampiva (UFRGS)*

RENOMAT 4

#### **NOVAS TECNOLOGIAS DE DESENVOLVIMENTO PARA MÓDULOS DE FUNDAÇÃO DE AEROGERADORES, PARA EXPLORAÇÃO DE REGIÕES COM POTENCIAL EÓLICO QUE APRESENTAM TEMPERATURAS EXTREMAS.**

New technologies for the development of wind turbines foundation modules, for exploring regions with wind potential that present extreme temperatures.

*Jéferson Ferronato e Klaus Dieter Lietzmann (Epi Energia Projetos e Investimentos Ltda.)*

RENOMAT 5

#### **MATERIALS FOR SUSTAINABLE AND RENEWABLE ENERGY**

*Dr. Stoyan Bliznakov, Prof. Dr. Radenka Maric (University of Connecticut)*

RENOMAT 6

#### **CÉLULA A COMBUSTÍVEL ÓXIDO SÓLIDO A BASE DE ALUMINATO DE CÁLCIO**

Mono Solid Oxide Fuel Cell based on Calcium Aluminat

*Vânia Caldas de Sousa (UFRGS, Porto Alegre - RS) Fiali Cintia Tomsen Veiga*

*(UFRSG/PPGE3M/LABCAV), José Jurado Egea (CSIC/ UFRSG-(CNPQ/Ciências Sem Fronteiras), Sergio da Silva Cava (UFPEL/CCAF)*

RENOMAT 7

#### **FORMALIZAÇÃO DE EMPRESAS DE INTEGRAÇÃO NO MERCADO FOTOVOLTAICO BRASILEIRO**

*Arthur Gambin Santini (Diretor Geral da Ecori Energia Solar, São José do Rio Preto/SP)*

**10ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis**  
10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

RENOMAT 8

**FABRICAÇÃO DE CAMADAS POROSAS DE TRANSPORTE A PARTIR DE TI/TiNb PARA ELETRÓLISE PEM**

Manufacturing Porous Transport Layers from Ti/TiNb for PEM Electrolysis

*Luana Taís Puhl Schneider, Gabriela Silva Bonugli, Fernanda Signor, Jovani Della Flora Jr. e Natália de Freitas Daudt (UFSM)*

RENOMAT 9

**CONECTAR, APOIAR E INSPIRAR MULHERES PARA ATUAREM ATIVAMENTE NO PROCESSO BRASILEIRO DE DIVERSIFICAÇÃO E TRANSIÇÃO ENERGÉTICA.**

*Aline Cristiane Pan (UFRGS)*

RENOMAT 10

**ESTUDO DO EFEITO DO FATOR DE DIMENSIONAMENTO DE INVERSORES DE SISTEMAS FOTOVOLTAICOS NO RIO GRANDE DO SUL**

Study on the effect of the inverter sizing factor of photovoltaic systems in Rio Grande do Sul

*Rafael Possebon e Arno Krenzinger (UFRGS)*

RENOMAT 11

**USO DA CURVA I-V PARA DIAGNÓSTICO DE FALHAS EM SISTEMAS FOTOVOLTAICOS**

Fault diagnosis in photovoltaic systems using the I-V curve

*Fernando Schuck de Oliveira (UFRGS)*

RENOMAT 12

**INFLUÊNCIA DO FATOR DE DIMENSIONAMENTO DE INVERSOR NO DESEMPENHO TERMOENERGÉTICO DE SISTEMAS FOTOVOLTAICOS DE GERAÇÃO DISTRIBUÍDA**

Influence of the inverter sizing factor on the thermoenergetic performance of distributed generation photovoltaic systems

*Letícia Toretí Scarabelot (ABNT, UFSC)*

RENOMAT 13

**CÉLULAS FOTOVOLTAICAS E SEU PROCESSO DE FABRICAÇÃO**

*Henrique Moraes (epi Ltda – Brasil) e Klaus Dieter Lietzmann (eab New Energy GmbH – Alemanha)*

RENOMAT 14

**OTIMIZAÇÃO DA ENERGIA GERADA NO PARQUE EÓLICO PELO GERENCIAMENTO DA ESTEIRA: REVISÃO TEÓRICA**

*Jussara Maria Leite Mattuella e Adriane Prisco Petry (NIEPIEE/UFRGS, Porto Alegre - RS)*

RENOMAT 15

**ARQUITETURA SOLAR: INTEGRAÇÃO DA ENERGIA FOTOVOLTAICA A EDIFICAÇÕES**

Solar Architecture: Integration of photovoltaic technology into the building

*Clarissa Debiazi Zomer (Arquitetando Energia Solar)*

**10ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis**  
10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

RENOMAT 16

**O USO DE LÍQUIDOS IÔNICOS PARA O AUMENTO DA CONDUTIVIDADE ELÉTRICA EM BATERIAS: UMA REVISÃO CRÍTICA**

The use of ionic liquid to increase of the electric conductivity in batteries: A critical review  
*Clauber André Ferasso, Jeferson Diehl de Oliveira; Lírio Schaeffer; Luciane Calabria, Cesar Pandolfi e Flavia Manica Siviero (FSG Centro Universitário da Serra Gaúcha)*

RENOMAT 17

**O HORIZONTE DO ARMAZENAMENTO ENERGÉTICO POR BATERIAS NO CENÁRIO BRASILEIRO DE MICRO E MINIGERAÇÃO DISTRIBUÍDA A PARTIR DE FONTES RENOVÁVEIS**

The horizon of batteries energy storage in the Brazilian scenario of distributed micro and mini-generation systems from renewable sources  
*Willian Delfim da Silva (CBCM), Clauber Andre Ferasso e Lirio Schaeffer (UFRGS)*

RENOMAT 18

**ESTUDO PRELIMINAR DA VARIABILIDADE LOCAL DA RADIAÇÃO SOLAR EM REGIÃO DE TRANSIÇÃO LITORAL-SERRA**

Preliminary Study of the Local Variability of Solar Radiation in the Coastal-Sierra Transition Region  
*André Possamai Rosso e Giuliano Arns Rampinelli (UFSC) e Lirio Schaeffer (UFRGS)*

RENOMAT 19

**ESTUDO DAS METODOLOGIAS DE MEDIÇÃO E ANÁLISE DA DISPERSÃO ESPACIAL EM ÁREAS DE USINAS FOTOVOLTAICAS.**

Study of methodologies for measuring and analyzing spatial dispersion in solar photovoltaic plants.  
*Eduardo da Silva Almerão, André Possamai Rosso e Giuliano Arns Rampinelli (UFSC) e Lirio Schaeffer (UFRGS)*

RENOMAT 20

**PRODUÇÃO DE HIDROGÊNIO RENOVÁVEL A PARTIR DO BIOGÁS**

Hydrogen production from biomass  
*Helton José Alves (UFPR)*

RENOMAT 21

**CÉLULAS SOLARES E FOTOGERAÇÃO DE HIDROGÊNIO POR DISSOCIAÇÃO DA ÁGUA BASEADOS EM SEMICONDUTORES NANOTUBULARES**

Uses of Ionic Liquids in the Photocatalytic Hydrogen Production  
*Pedro Migowski da Silva (Universidade Federal do Rio Grande do Sul)*

RENOMAT 22

**AUTO-REPARO E ENVELHECIMENTO EM COMPÓSITOS PARA AEROGERADORES**

Self-healing and aging in composites for wind turbines  
*Ana Paula Cysne Barbosa (UFRN)*

**10ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis**  
10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

RENOMAT 23

**ENGRENAGENS DA MANUFATURA ADITIVA: SUPERANDO OS DESAFIOS DA ELETRIFICAÇÃO DE TRANSMISSÕES**

Additive Manufacturing Technology for Gears: Overcoming the transmission electrification challenges

*Guilherme Jose dos Santos, Lucas Robatto e Ronnie Rego (Centro de Competência em Manufatura (CCM) do Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA))*

RENOMAT 24

**ENERGIA DAS ONDAS: ASPECTOS TEÓRICOS E SIMULAÇÃO NUMÉRICA DE DISPOSITIVOS CONVERSORES**

*Bianca Neves Machado (UFRGS, Porto Alegre)*

RENOMAT 25

**MODELAGEM DE CAIXAS DE ENGRENAGENS MAGNÉTICAS E PSEUDO DIRECT DRIVES**

Carlos Guilherme da Costa Neves (Professor Associado Universidade Federal de Pelotas)

RENOMAT 26

**APLICAÇÃO DE METALURGIA DO PÓ E UNIÕES METAL CERÂMICA E CÉLULAS COMBUSTÍVEIS**

Application of Powder Metallurgy and Metal/ceramic bonds for fuel cell application

*Rubens Maribondo do Nascimento (UFRN)*

RENOMAT 27

**HORIZON EUROPE: THE NEW EU ´S FUNDING PROGRAMME FOR RESEARCH & INNOVATION**

*Roberto Marchiori (Universidade Federal de Rondônia - Campus de Ariquemes)*

# Innovative Membrane Electrode Assemblies for PEM Water Electrolyzers Fabricated by Reactive Spray Deposition Technology: Study of the Degradation Mechanisms during the Long-Term Steady State Operation

Stoyan Bliznakov<sup>1,2</sup>, Ryan J. Ouimet<sup>1,2</sup>, Zhiqiao Zeng<sup>1,2</sup>, Thomas Ebaugh<sup>1,2</sup>, Leonard Bonville<sup>1</sup>, Allison Niedzwiecki<sup>3</sup>, Christopher Capuano<sup>3</sup>, Katherine Ayers<sup>3</sup>, **Radenka Maric**<sup>1,2</sup>

[stoyan.bliznakov@uconn.edu](mailto:stoyan.bliznakov@uconn.edu)

<sup>1</sup>Center for Clean Energy Engineering, University of Connecticut, Storrs, CT 06269, USA

<sup>2</sup>Department of Chemical and Biomolecular Engineering, University of Connecticut, Storrs, CT 06269, USA

<sup>3</sup>Nel Hydrogen, Wallingford, CT 06492, USA

10th International Conference on Materials and Processes  
for Renewable Energies – Brazil/RS-10/14/2021

**UConn**



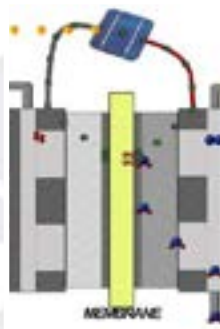
# Outline




RSDT for Catalysts  
and MEAs Fabrication



Degradation  
Mechanisms in MEAs  
for PEMWEs



Summary and  
Conclusions

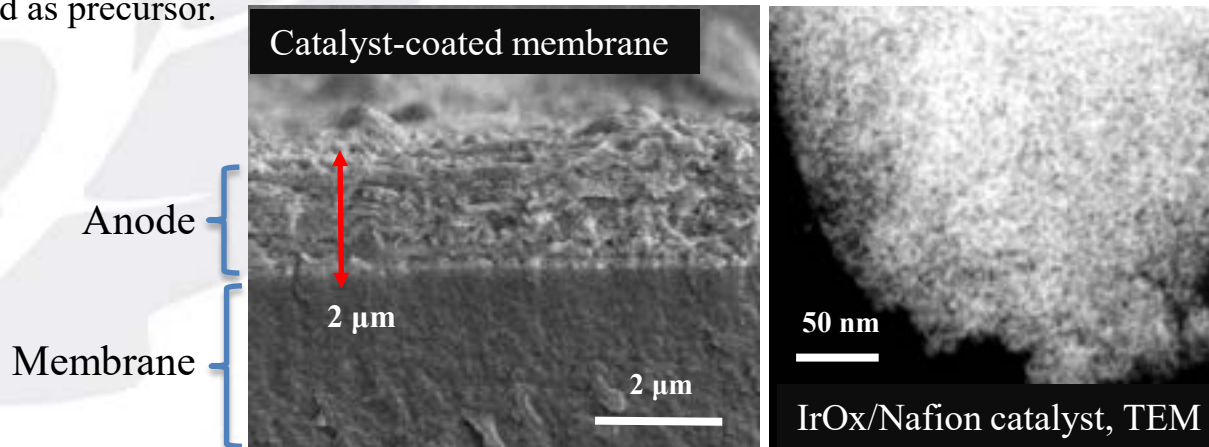
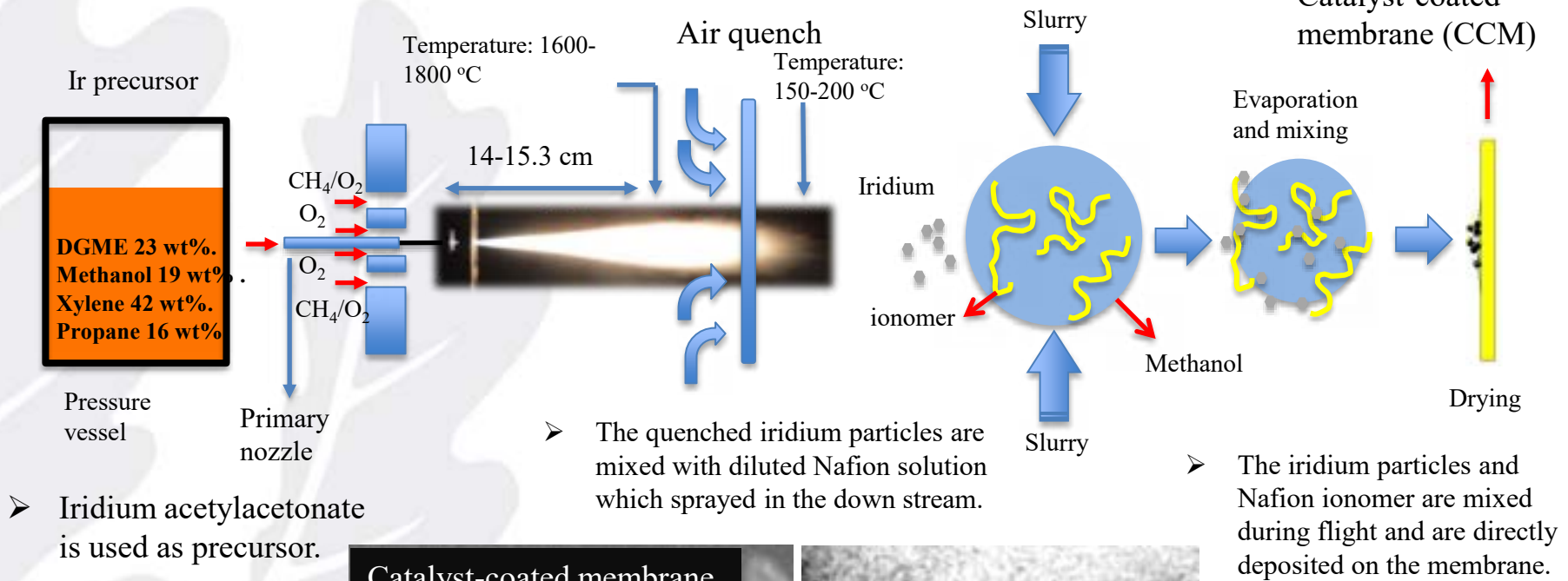


**Reactive Spray Deposition Technology  
– Advanced Methodology for  
Fabrication of Catalysts and MEAs  
with Ultra-low PGM Loadings**

**UConn**

# Anode Catalyst Layers Fabricated by Reactive Spray Deposition Technology

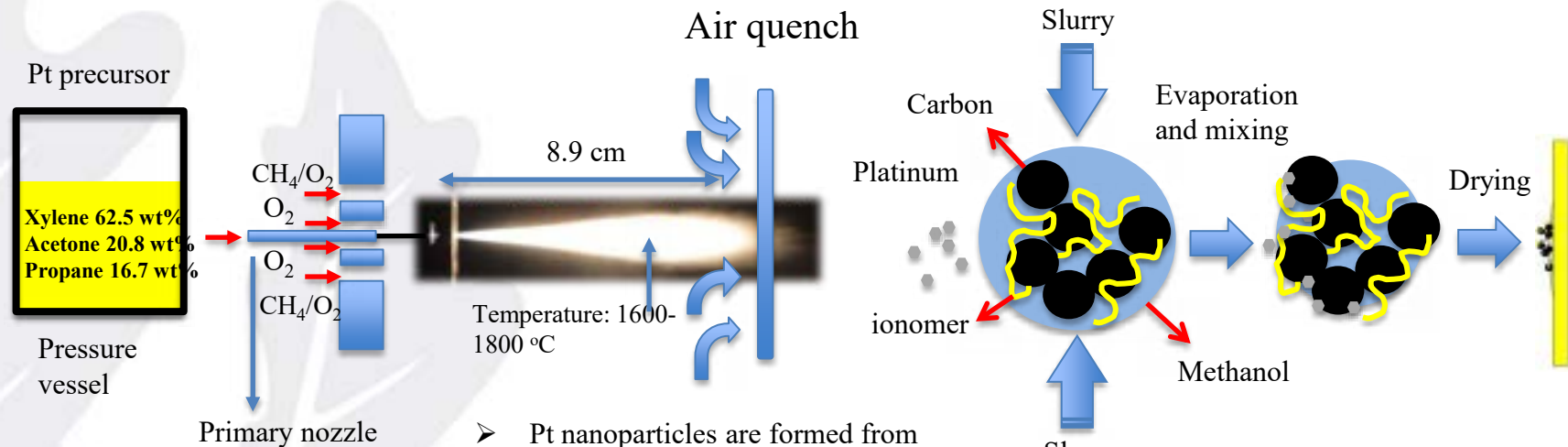
Schematic diagram for anode catalyst layer deposition



Yu, et al., Applied Catalysis B: Environmental 239 (2018) 133–146

# Cathode Catalyst Layers Fabrication by Reactive Spray Deposition Technology

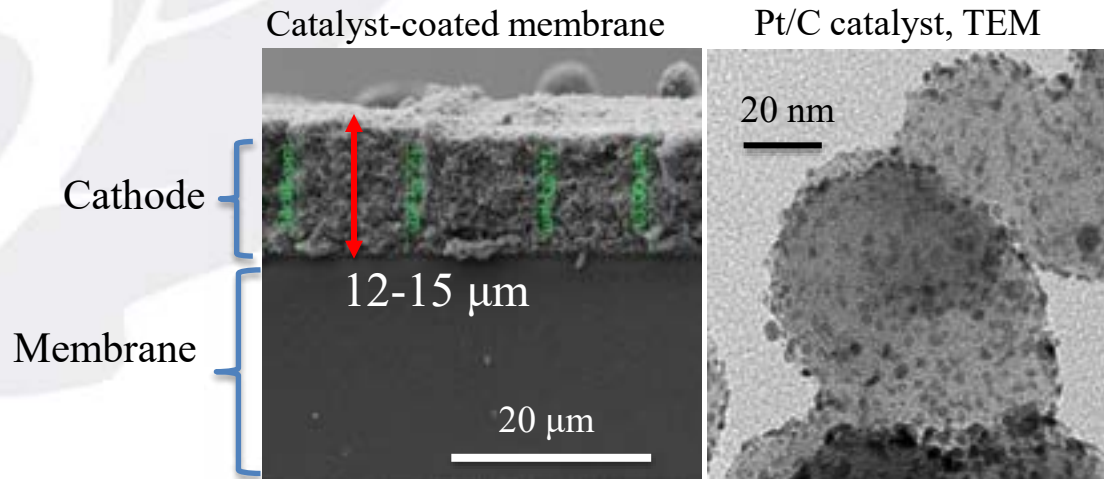
Schematic diagram for cathode catalyst layer deposition



➤ Pt acetylacetonate is used as precursor

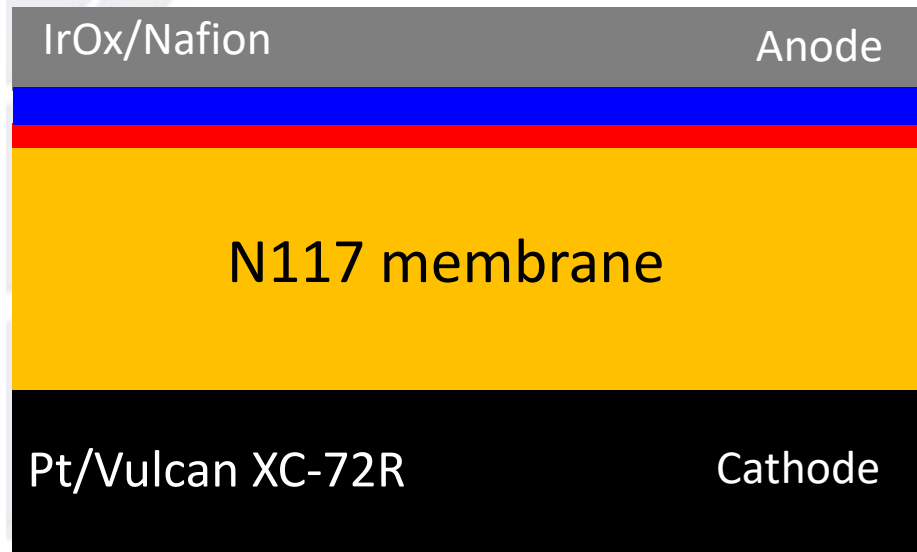
➤ Pt nanoparticles are formed from nucleation and are rapidly quenched to prevent coalescence or further particle growth.

➤ The quenched Pt particles are mixed with carbon slurry in the down stream and deposited directly on the membrane



# Recombination Layer (RL) Deposition by RSDT

## Schematic of RSDT fabricated CCM



## CCM fabrication steps:

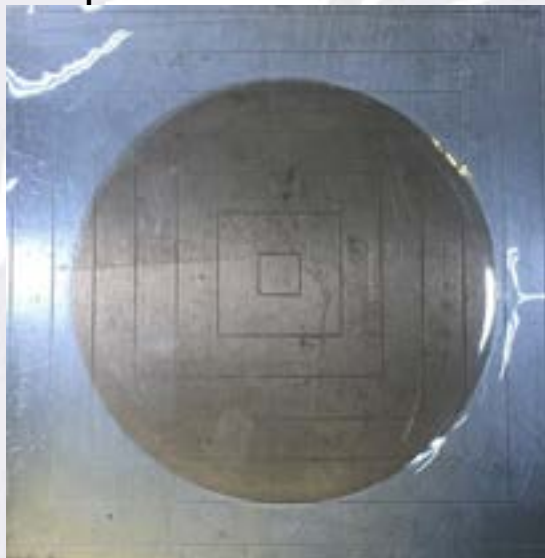
**Step 1:** RSDT Pt RL deposition on top of N117 membrane.

**Step 2:** Lamination (hot pressing) of Nafion 211 membrane on top of the Pt RL.

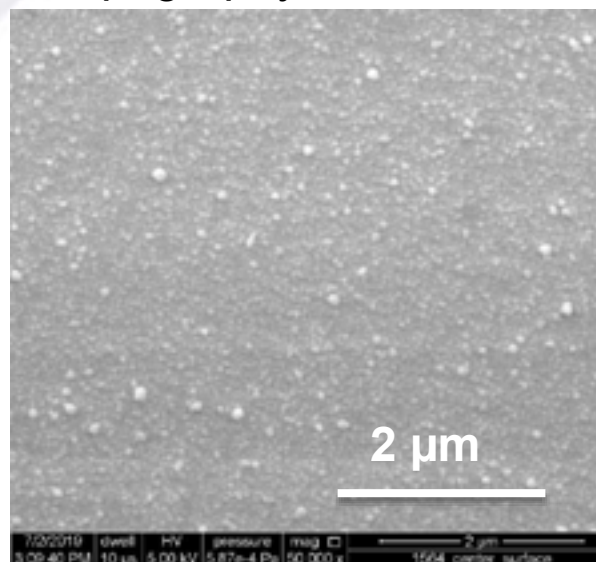
**Step 3:** RSDT cathode catalyst (Pt/C) deposition ( $0.2-0.3 \text{ mg}_{\text{Pt}}/\text{cm}^2$ , thickness:  $15-20 \text{ }\mu\text{m}$  Pt particle size:  $\sim 2\text{nm}$ ).

**Step 4:** RSDT anode catalyst ( $\text{IrO}_x$ ) deposition ( $0.2-0.3 \text{ mg}_{\text{Ir}}/\text{cm}^2$ ,  $2-2.5 \text{ }\mu\text{m}$ ,  $\text{IrO}_x$  particle size:  $1 - 2 \text{ nm}$ ).

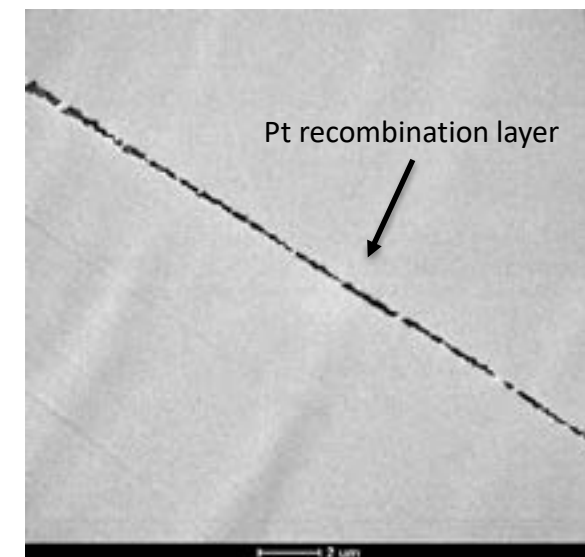
Picture of  $86 \text{ cm}^2$  RL deposited on Nafion 117



Topography of the RL



TEM image of the RL

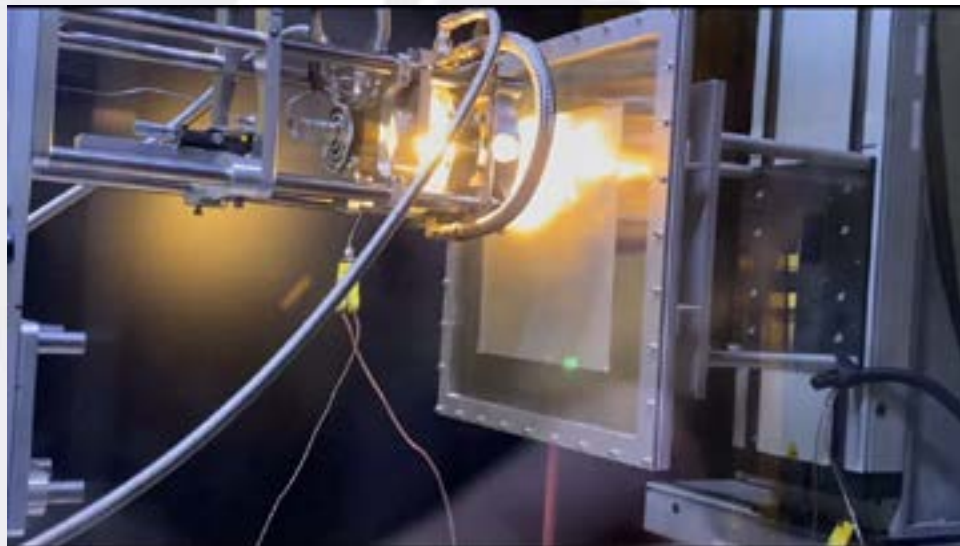




# Capabilities of the Reactive Spray Deposition Technology

- One-step open to air flame assisted method for catalysts synthesis and deposition.
- Catalyst nanoparticles with controllable particle size (2-5 nm).
- Ability to mix catalyst particles, catalyst supports and binder in flight and deposit directly on membrane or gas diffusion layer.
- Ability to control catalyst layer porosity.
- Ability to make gradient structure of catalyst layer.
- Variety of materials such as metal, oxide, and alloy catalysts.
- Large-scale MEAs fabrication.
- In-situ diagnostics and quality control.

RSDT fabrication of 680 cm<sup>2</sup> CCM



In-situ Laser Diagnostics

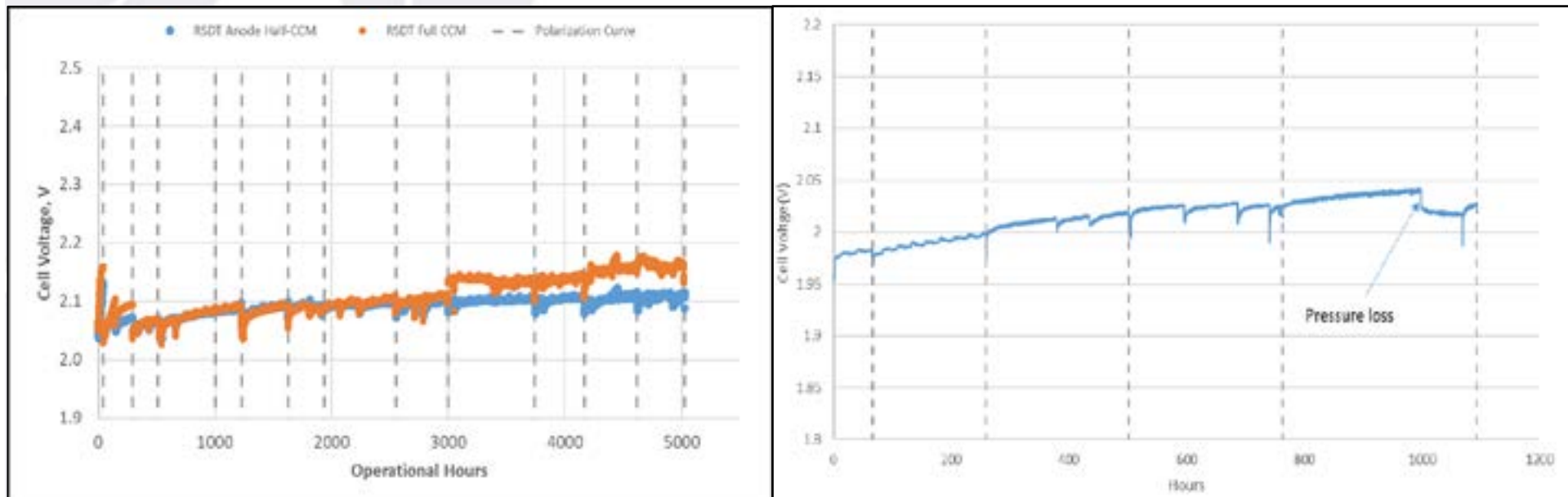


**UConn**

# Stable Performance for Over 5000 hrs at 50 and 80 °C on 86 cm<sup>2</sup> Short Two- MEAs Stack

❖ Steady-state operation of two-cell stack 1.8 A/cm<sup>2</sup>  
**50°C**, 400 psi differential backpressure

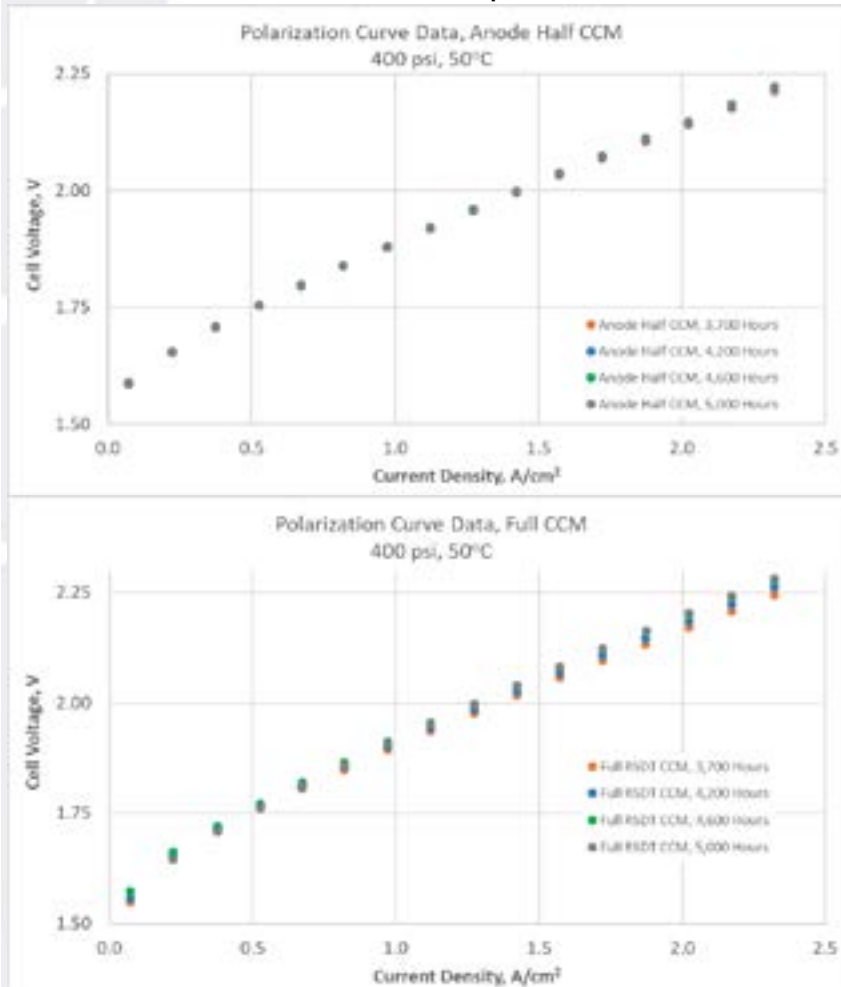
❖ Additional 1000 hrs of operation of the RSDT  
fabricated half cell at 1.8 A/cm<sup>2</sup>, **80°C**, 400 psi



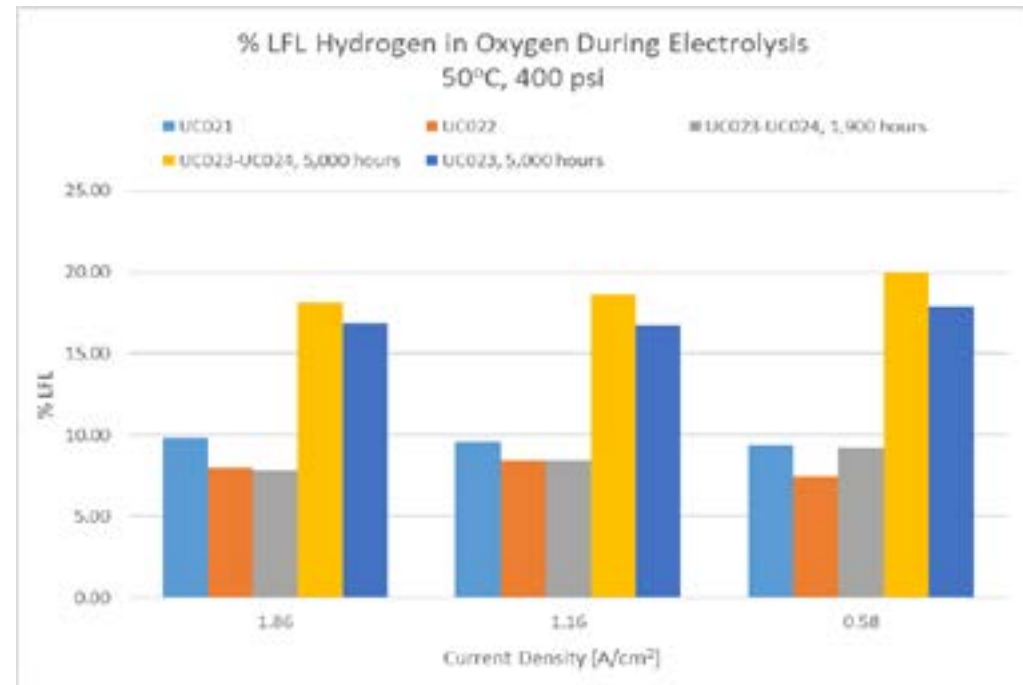
- The 2-cell stack operated for over 5000 hours.
- The measured cell voltage increase during the tests is below the targeted 50  $\mu\text{V}/\text{h}$  for both cells.
- One of the RSDT fabricated cells showed stable performance for additional 1000 hours at 1.8 A/cm<sup>2</sup>, **80°C**, 400 psi

# Stable Performance for Over 5000 hrs at 50 and 80 °C on 86 cm<sup>2</sup> MEA

## ❖ Polarization curves - comparison



## ❖ H2 crossover measurements - comparison



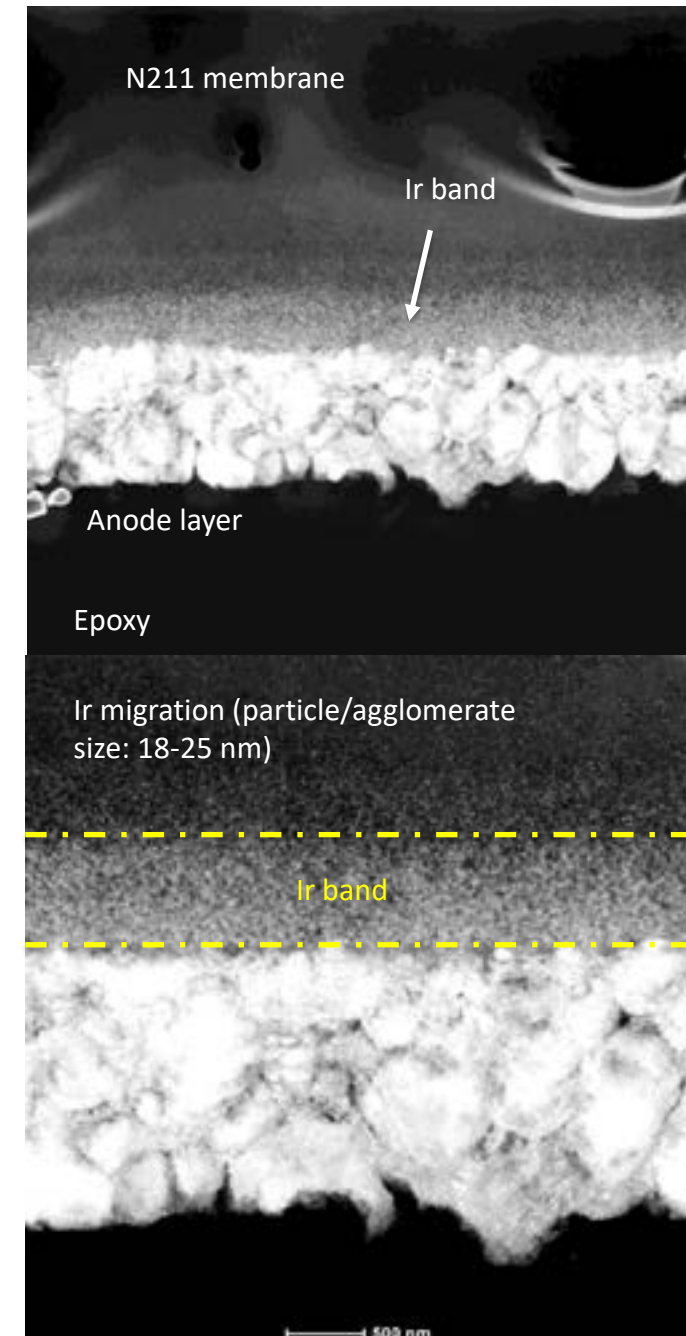
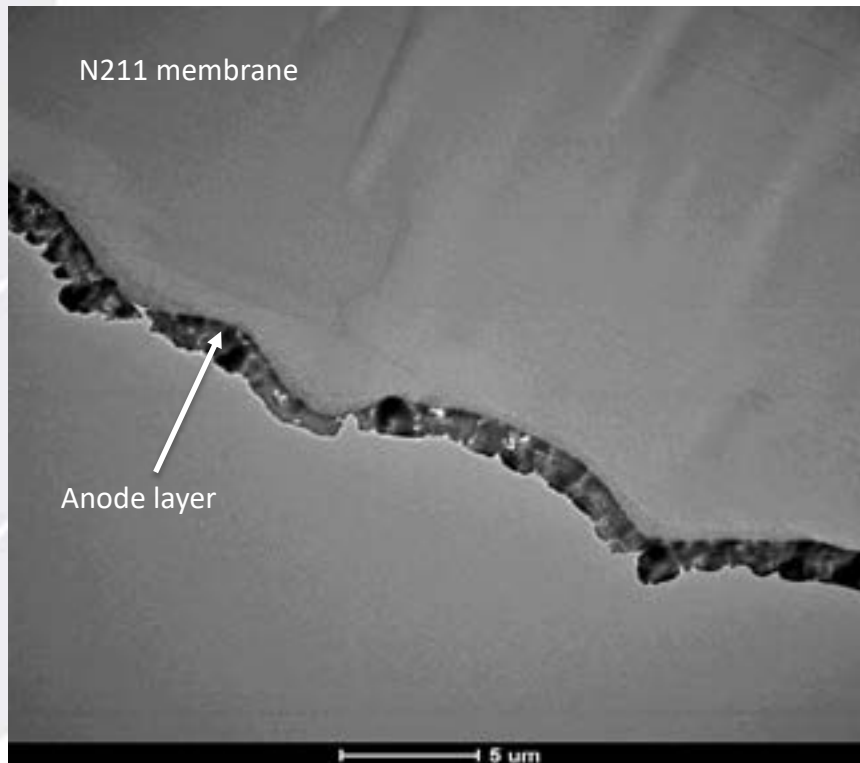
- The polarization curves confirm stable performance for 5000 hrs
- No evidence for mass-transport limitations at current densities (CDs) of up to 2.3 A/cm<sup>2</sup> is observed after 5000 hrs of operation
- The effectiveness of the H<sub>2</sub> crossover suppression decreased after 5000 hrs of operation



# **Degradation Processes in MEAs for PEM Water Electrolyzers with Low PGM Catalysts Loadings**

**UConn**

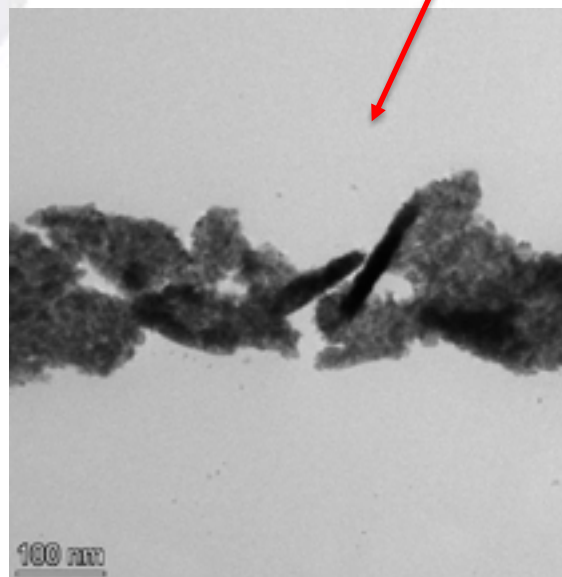
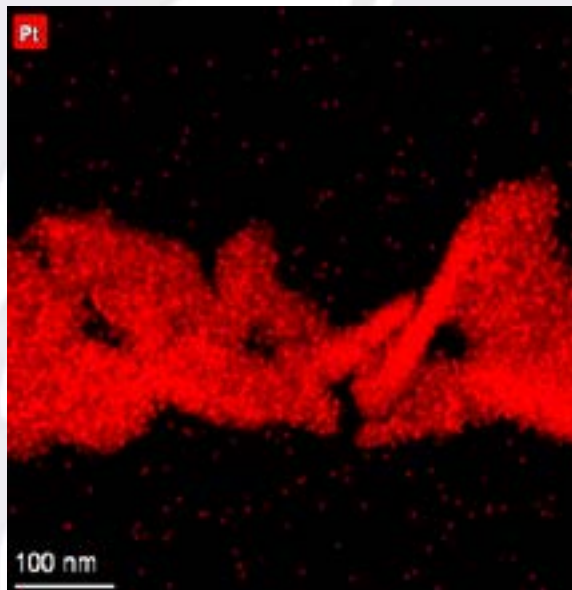
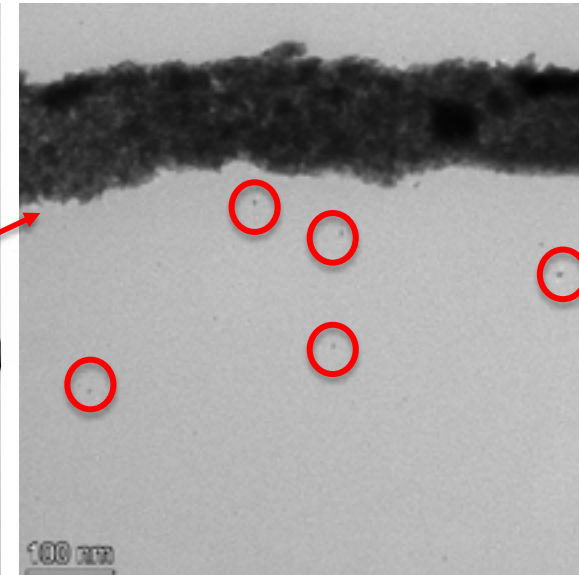
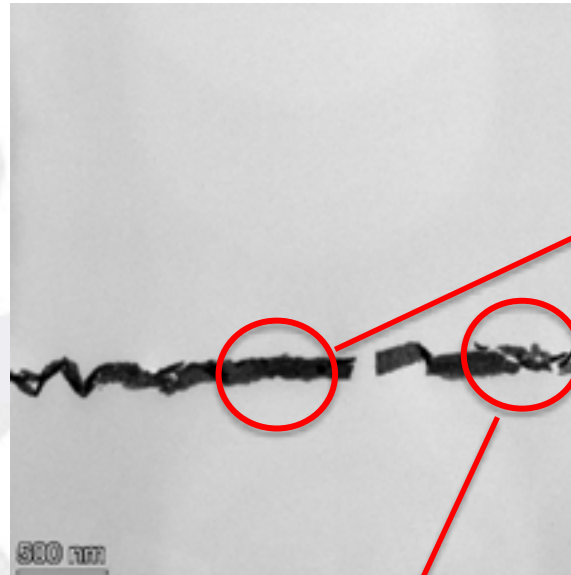
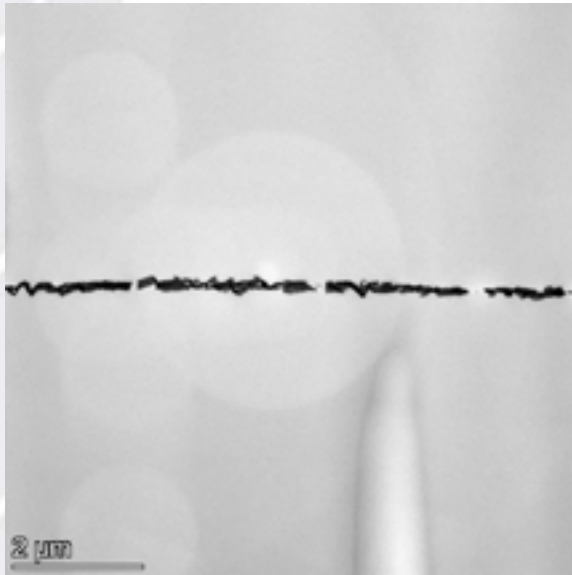
# Degradation Processes in the Anode



- Anode is uniform with thickness of 1.7-1.9 μm.
- A noticeable Ir band with thickness of 800-900 nm formed within the N211 membrane, adjacent to the anode layer.
- The particle/agglomerate size for the Ir particles diffused into the N211 membrane was measured as 18-25 nm.



# Degradation Processes in the Pt Recombination Layer

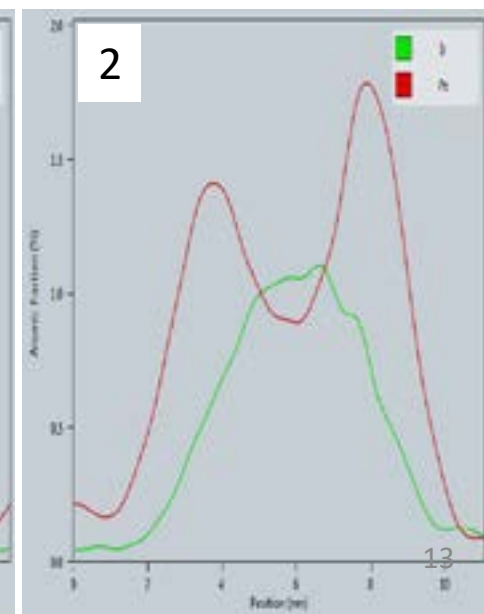
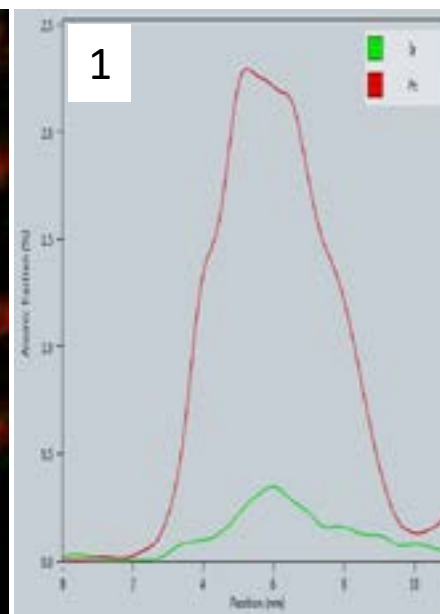
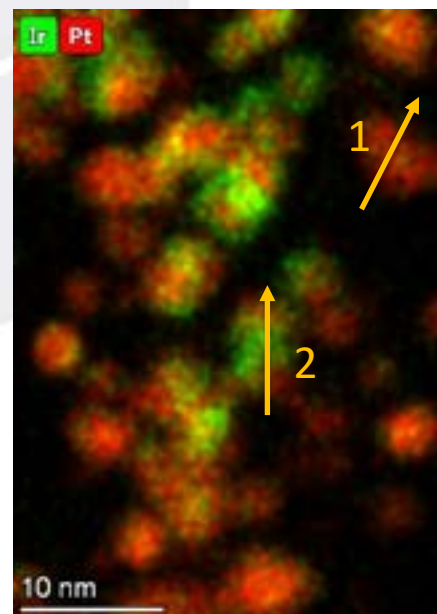
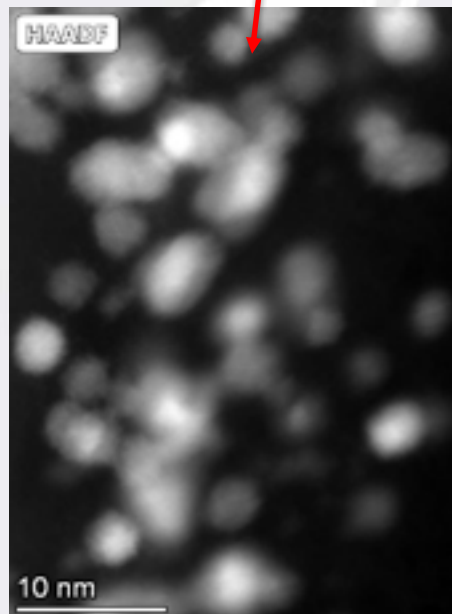
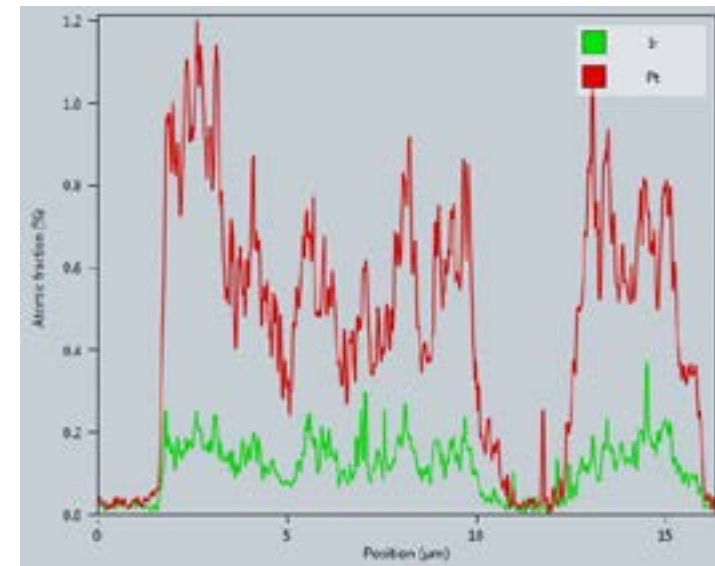
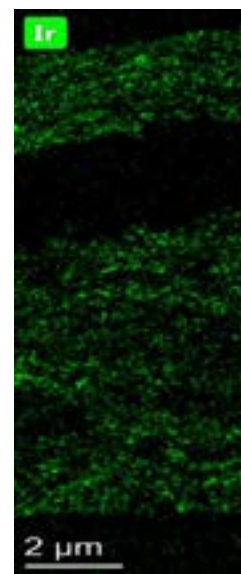
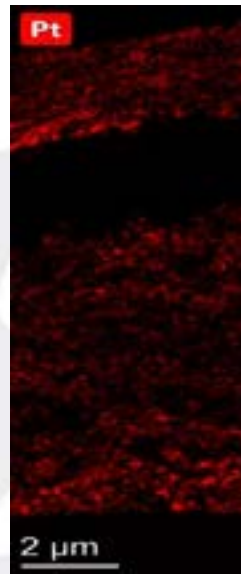
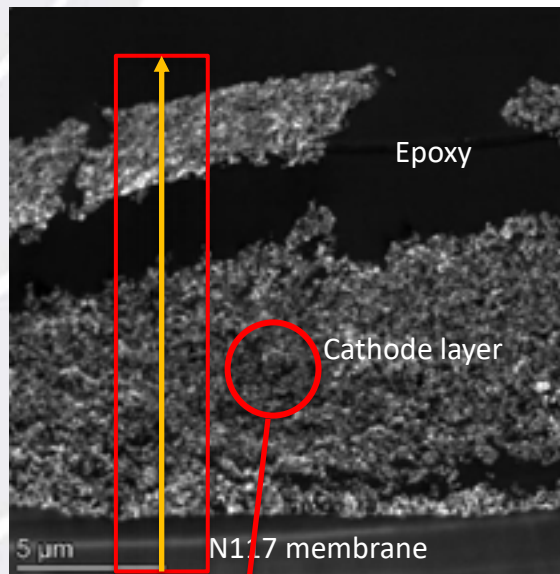


- ✓ The integrity of the RL is compromised after 5000 hrs of steady-state tests.
- ✓ Efficiency of the crossover suppression decreases.

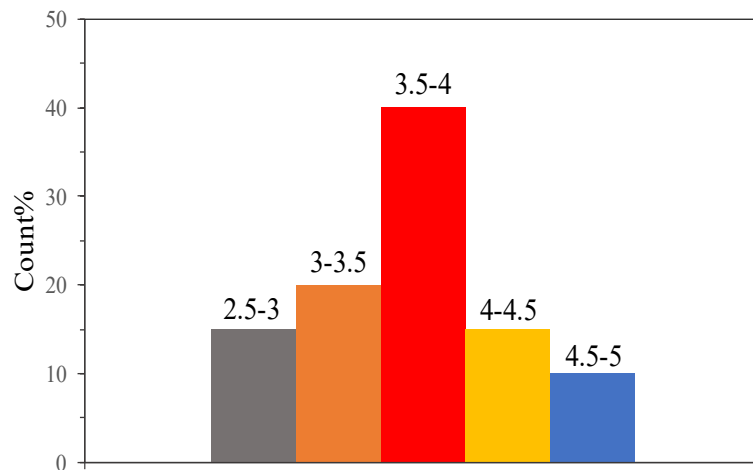
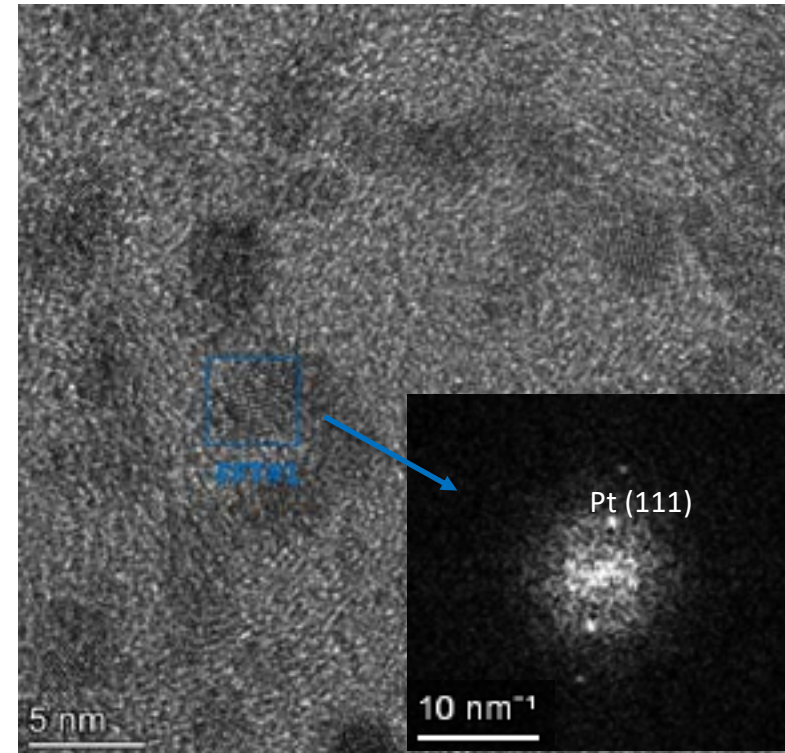
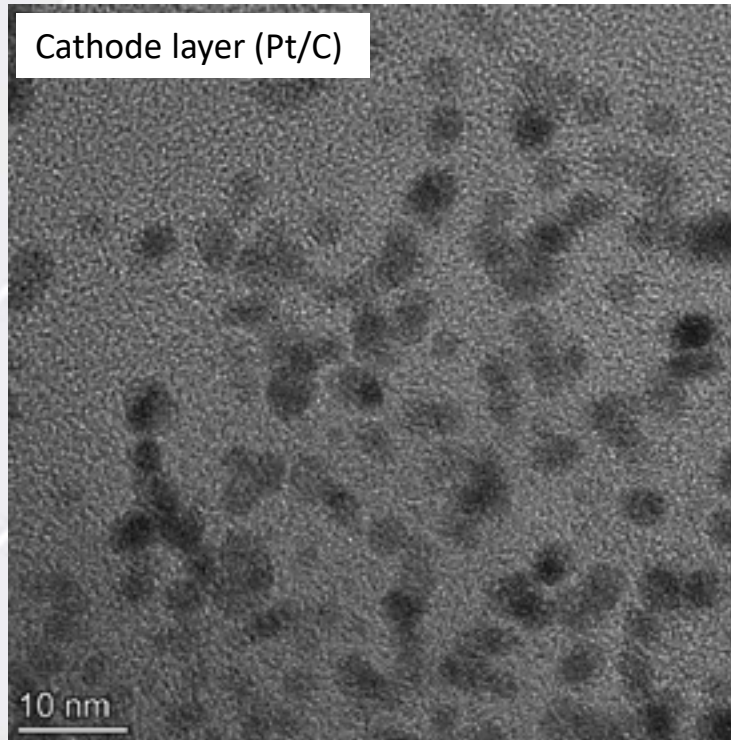
**UConn**

# Degradation Processes in the Cathode

## STEM/EDS images



# TEM images of the Cathode

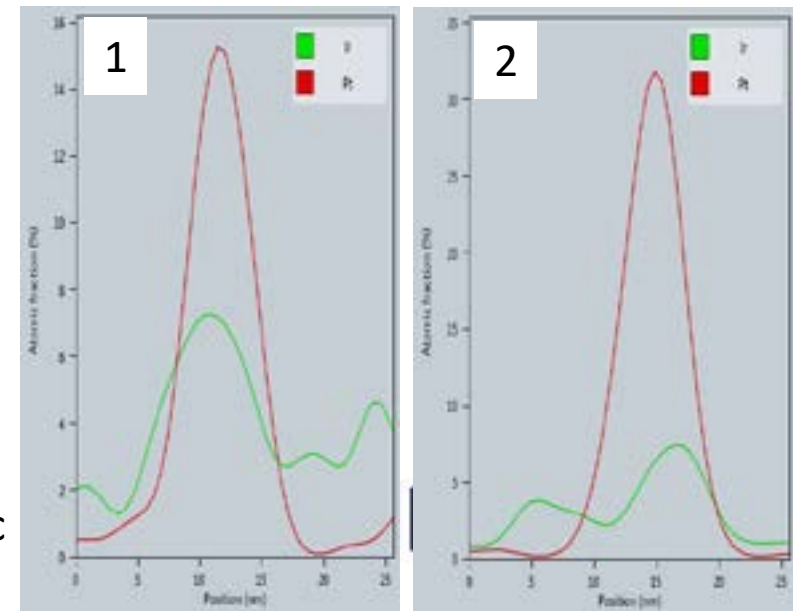
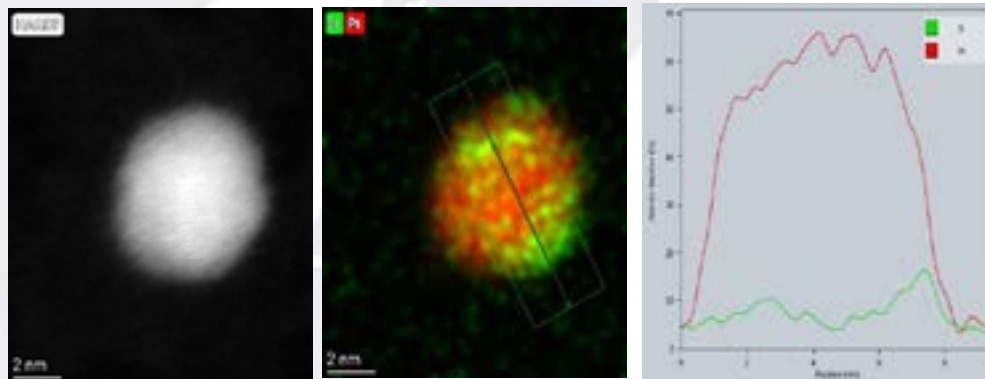
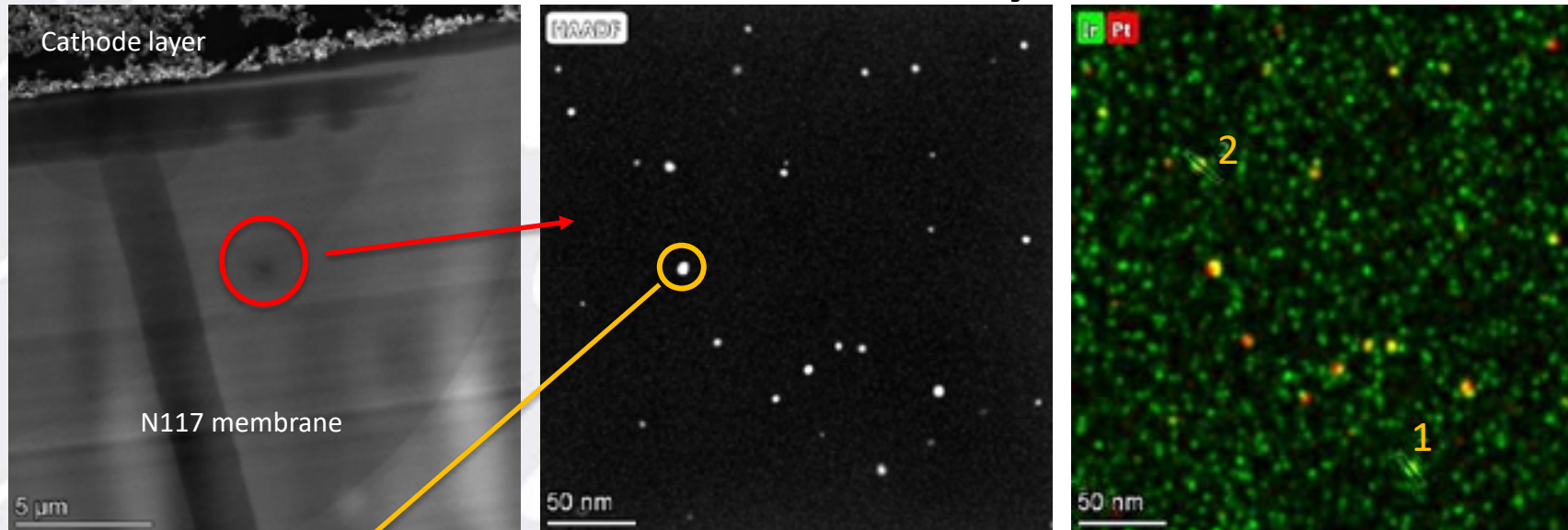


- Pt particle size in the cathode layer is in the range of 3-5 nm. The Pt particles have enlarged after cell operation for 5000 hrs.
- Majority of Pt particles (40%) have the size of 3.5-4 nm.
- FFT analysis revealed the miller indices of (111) for Pt particles (d-spacing: 0.23 nm)



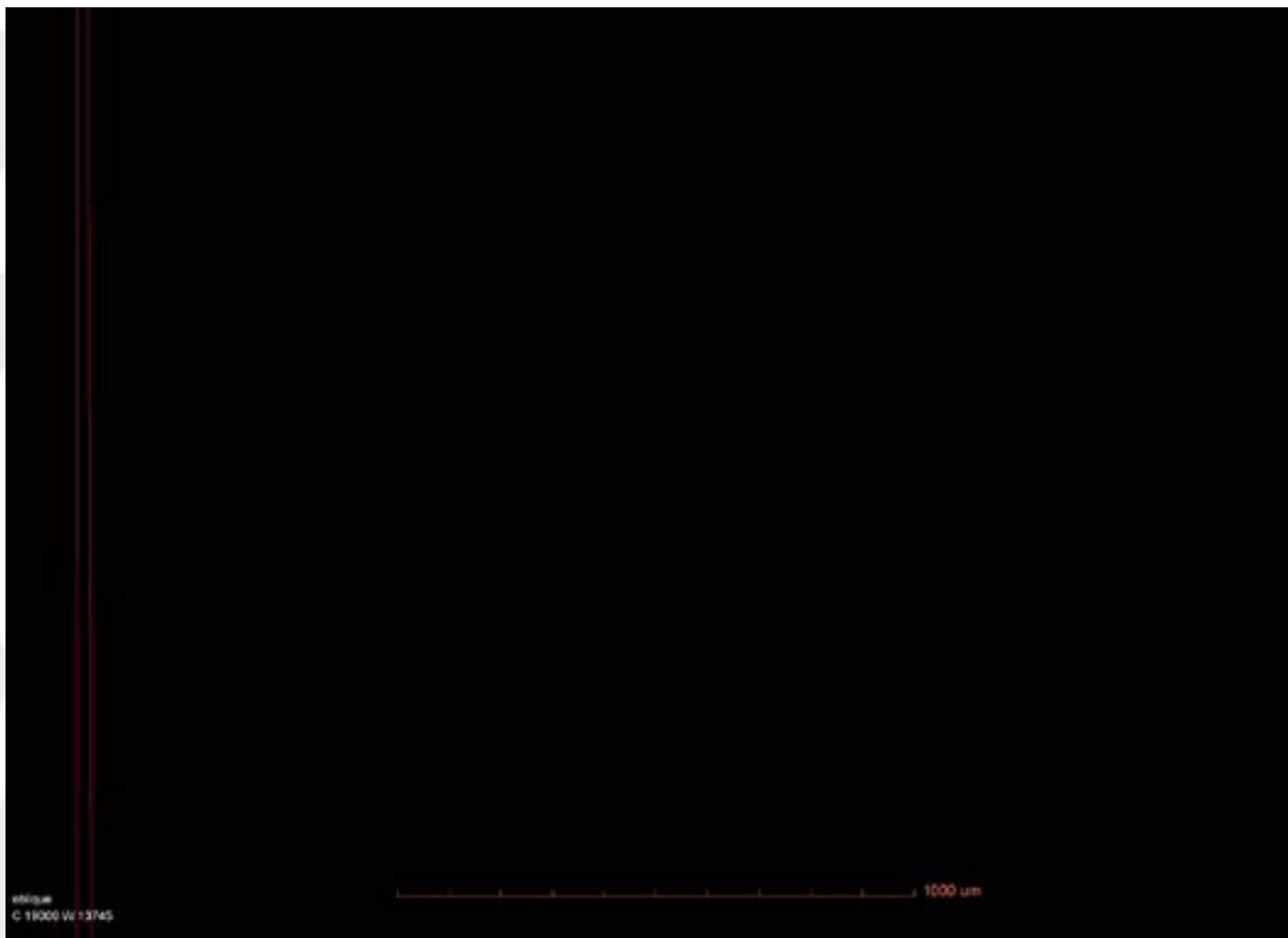
# Degradation Processes in the Membrane

## N117 membrane-close to the cathode layer



- Ir and Pt are detected in the N117 membrane.
- The bright large particles are Pt enriched (Pt/Ir atomic ratio of ~2).

# Degradation of the membrane in the area close to the edge



**XCT characterization**

**UCONN**



# Summary and Conclusions

- ✓ RSDT is an advanced methodology for fabrication of large-scale MEAs with ultra-low PGM loadings for PEMWEs
- ✓ RSDT fabricated MEAs are with 1/10<sup>th</sup> of the PGM catalysts loadings in their catalyst layers
- ✓ This method allows precise control of the catalysts' composition, loading, porosity, thickness, and ionomer content

## Degradation mechanisms in PEM water electrolyzers with low PGM catalysts loading

### Anode

Iridium dissolves and migrates to the membrane and cathode.

Anode catalyst layer and Ir band show iridium oxide structure.

### Membrane

The membrane is severely degraded.

Ir band in the membrane adjacent to anode.

Deposited particles in the membrane near cathode contains both Pt and Ir.

### Cathode

Iridium found in the entire cathode.

High Ir content is measured in the cathode adjacent to the membrane

### Pt RL

The integrity of the Pt Recombination Layer is compromised

Efficiency for the crossover suppression decreases

# Acknowledgement

The authors would like to thank:

- Funding Agency
  - Department of Energy HFTO (DE-EE0008427)
- Collaborators
  - Nel Hydrogen
  - Mainstream Engineering



**UCONN**



# [ENERGIA SOLAR: QUAIS SÃO AS BARREIRAS E OPORTUNIDADES PARA AS MULHERES DO SETOR]



# [QUEM SOMOS & MISSÃO]



Aline Kirsten



Aline Pan



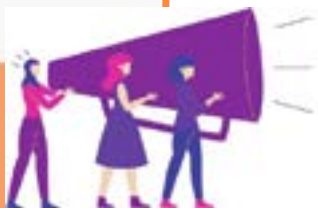
Izete Zanesco



Kathlen Schneider



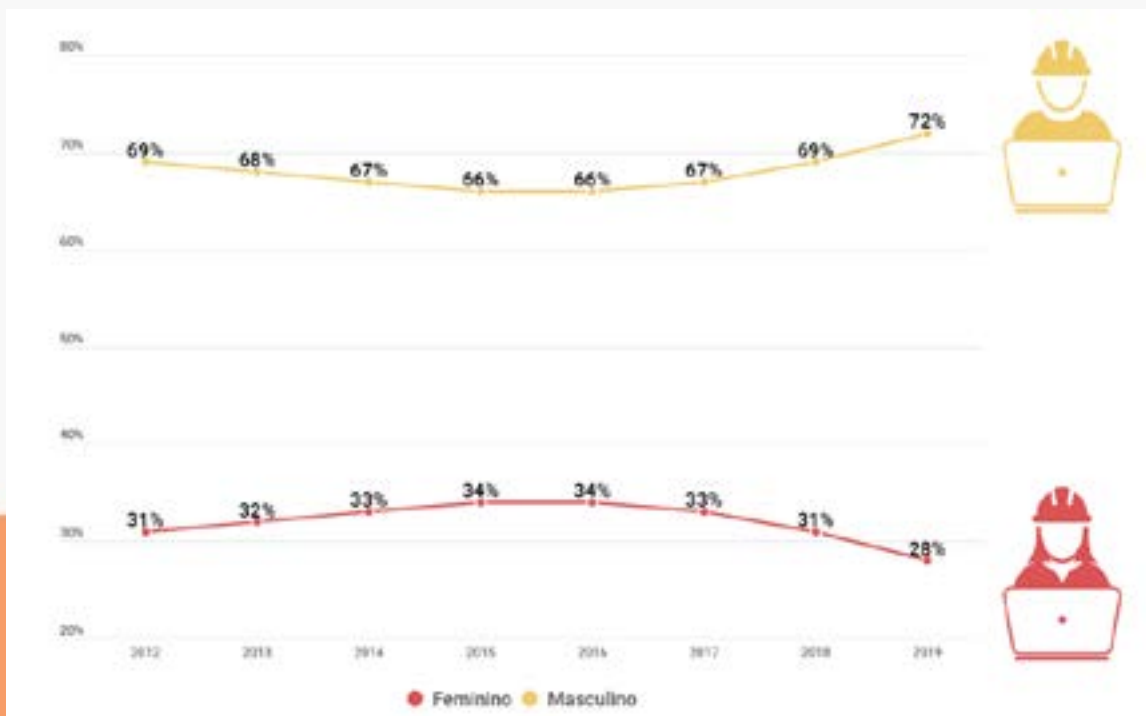
Natália Chaves



**Conectar, apoiar e inspirar mulheres para atuarem ativamente no processo brasileiro de diversificação e transição energética.**

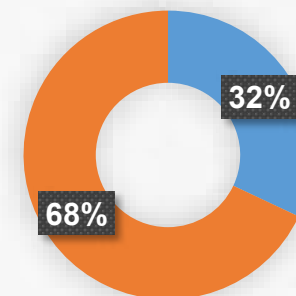


# [POR QUE PRECISAMOS FALAR SOBRE ISSO?]



Fonte: Estudo sobre a mão de obra na cadeia produtiva do setor solar no Brasil elaborado pela GIZ (2021).

## Mulheres setor de Energias Renováveis - Mundo



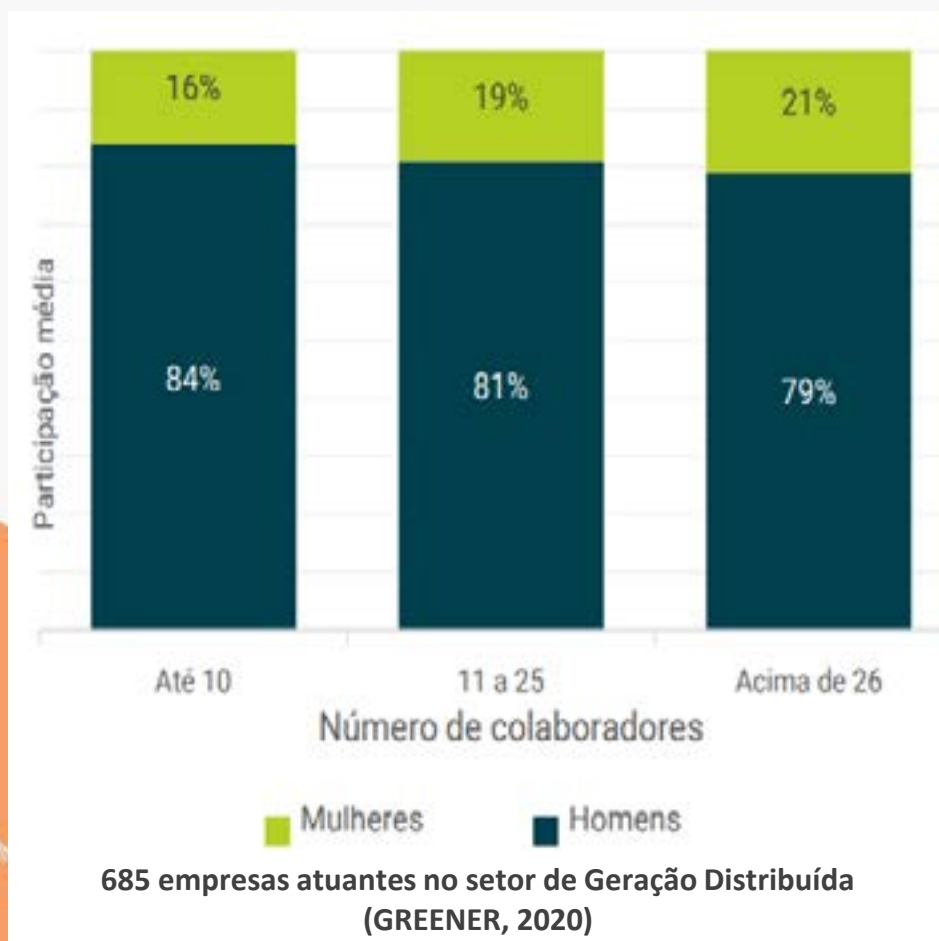
Fonte: IRENA, 2019.



**MESol**  
Rede Brasileira  
de Mulheres na  
Energia Solar



# [POR QUE PRECISAMOS FALAR SOBRE ISSO?]



- **40%** das empresas não possuem mulheres em seu quadro
- **16% a 21%** é a participação de mulheres nas empresas, dependendo do porte da empresa



# [POR QUE PRECISAMOS FALAR SOBRE ISSO?]



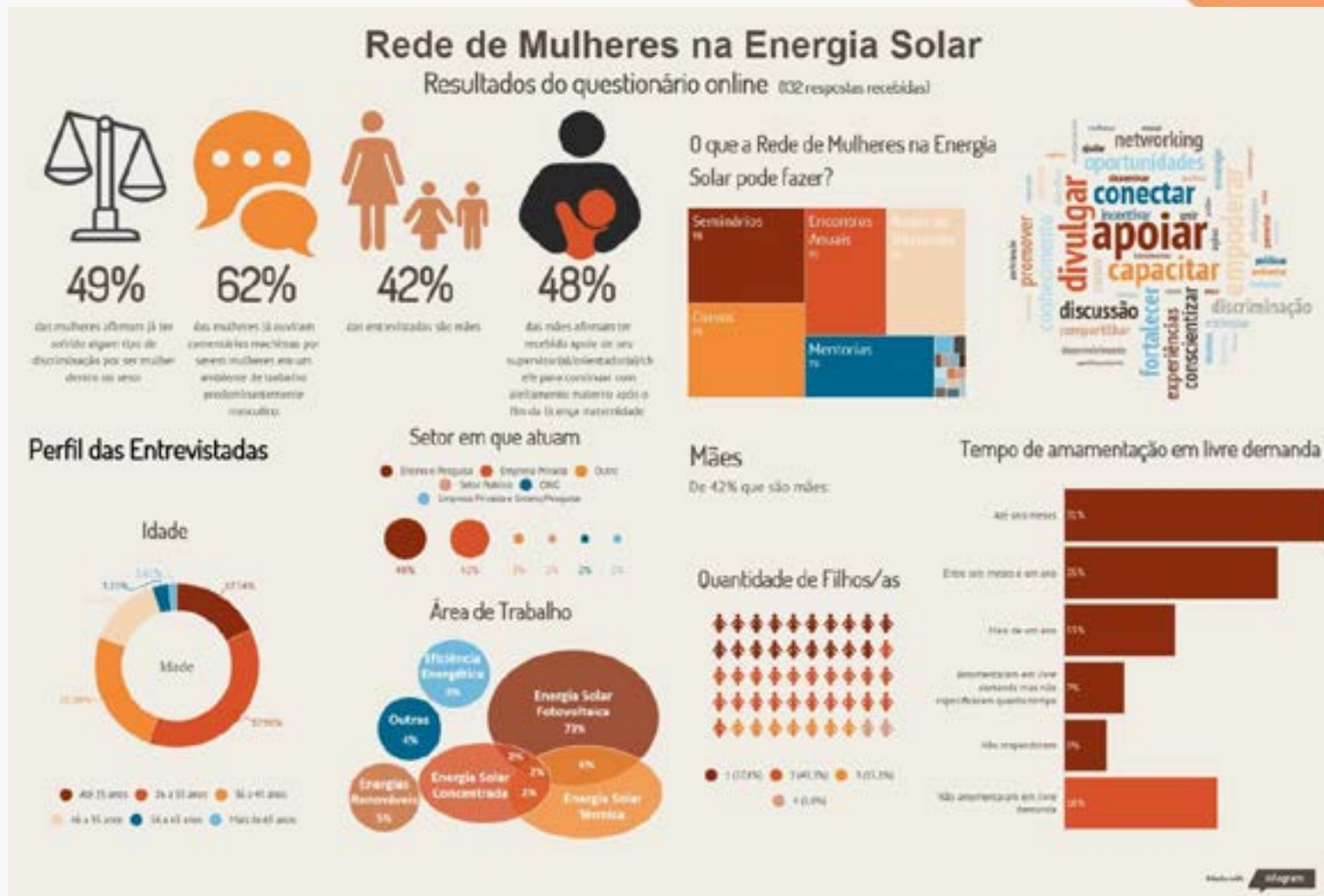
- **Mais da metade** atuam no setor administrativo, financeiro ou RH de empresa integradora
- **15%** das mulheres ocupam cargos técnicos (projetos/engenharia ou montagem/installação)



# [QUESTIONÁRIO COM MULHERES DO SETOR]

PESQUISA REALIZADA EM 2019

132 RESPOSTAS EM MENOS DE TRÊS MESES



# [ANÁLISE DE GÊNERO NO SETOR]

Primeiro estudo em nível nacional para:

- obter dados e informações que identifiquem barreiras de gênero enfrentadas pelas mulheres que atuam no setor da energia solar e
- conhecer seus interesses para permanência e desenvolvimento neste.

Parceria:

- Rede Brasileira de Mulheres na Energia Solar (Rede MESol)
- C40 Cities Finance Facility
- Câmara de Comércio Alemã do Rio de Janeiro

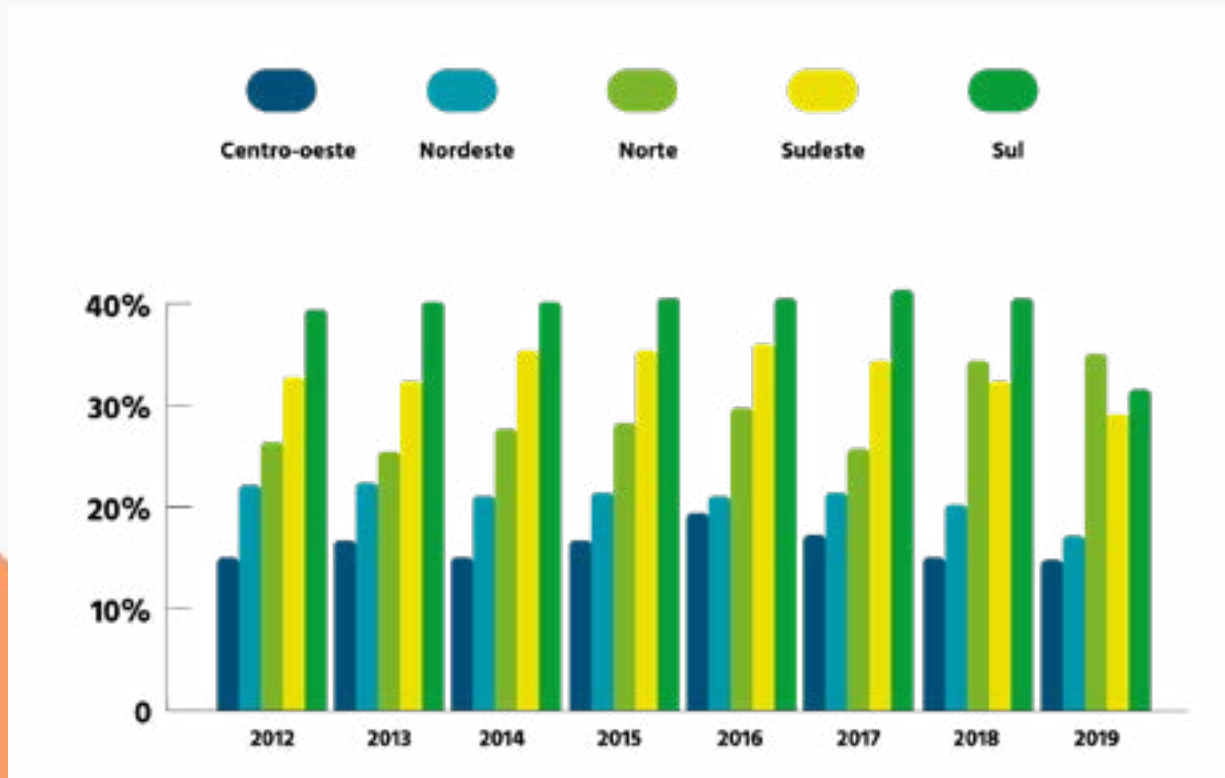
**368 mulheres cis e trans**  
68% formulários completos  
(251)

**1.268 empresas (2012 – 2019)** na  
Relação Anual de Informações Sociais  
(RAIS) com base na Classificação  
Brasileira de Ocupações (CBO)





# [DISTRIBUIÇÃO DA PARTICIPAÇÃO FEMININA POR REGIÃO NO SETOR DE ENERGIA SOLAR FOTOVOLTAICO]



A região Sul e Sudeste são as que mais contratam (38,9% e 33,2%)

A atuação das mulheres nas empresas tem diminuído

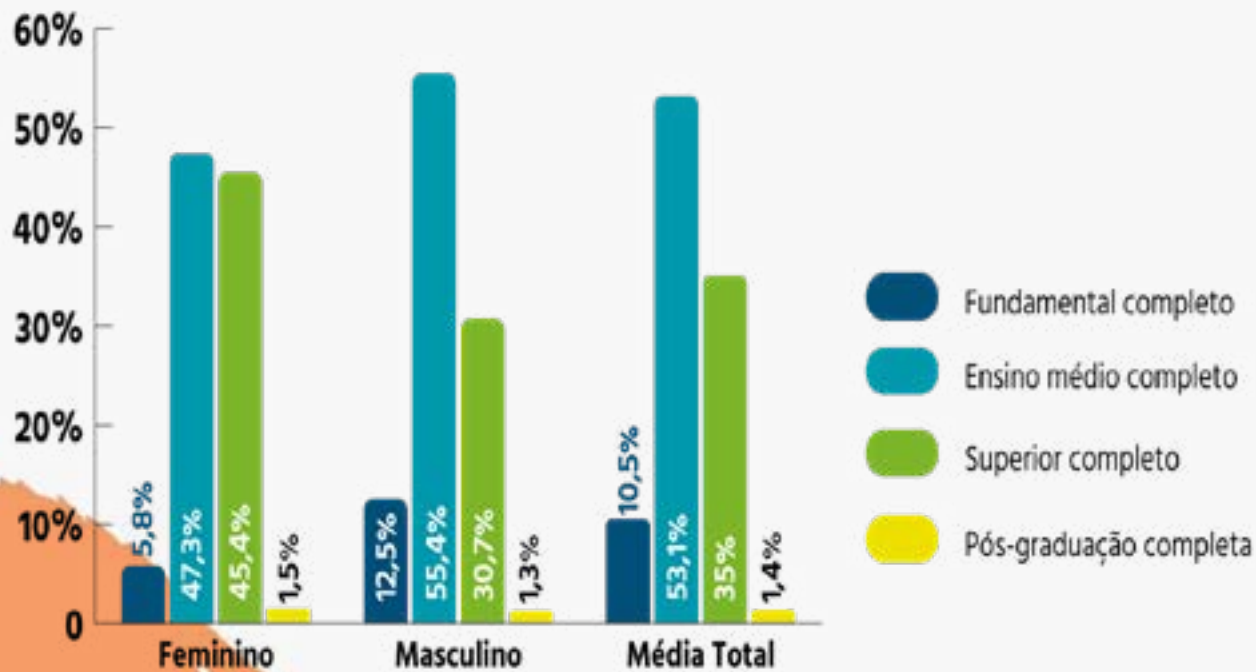
Fonte: Elaborado a partir dos dados da RAIS de empresas do setor solar, 2021

Acesse o estudo: <https://www.c40cff.org/knowledge-library/quais-so-as-barreiras-e-oportunidades-para-as-profissionais-mulheres-no-setorhttps>





# [ GRAU DE INSTRUÇÃO E GÊNERO NO SETOR PARA O ANO DE 2019 ]



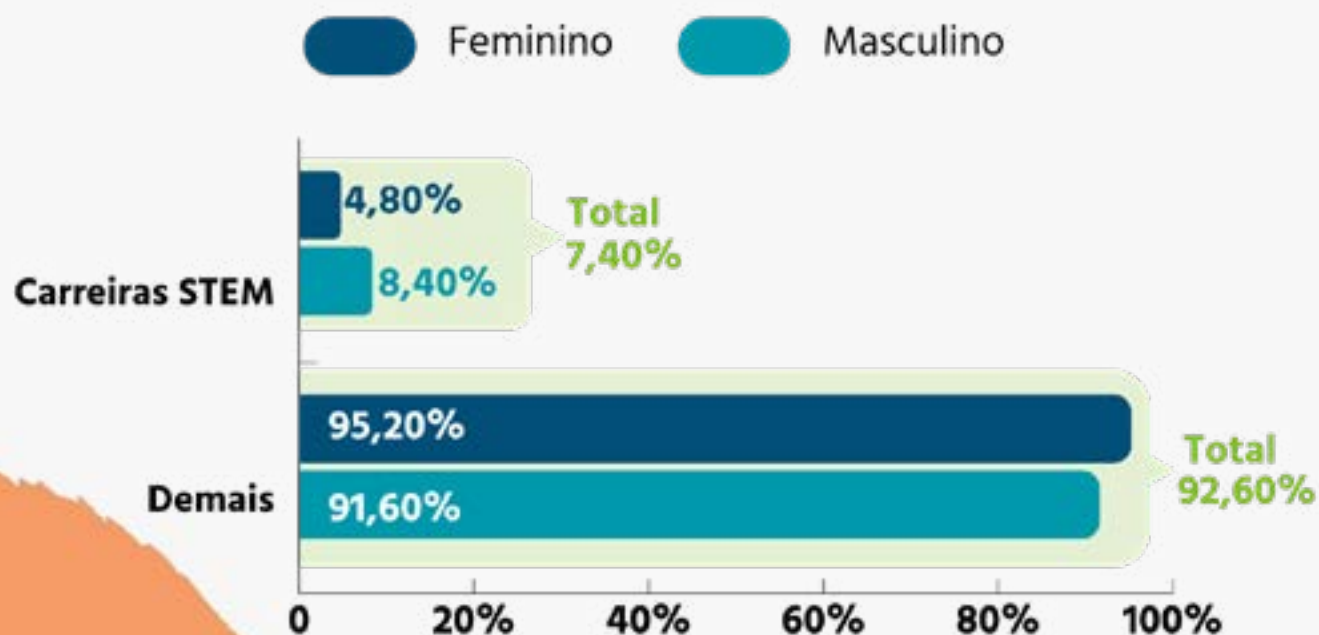
A força de trabalho feminina do segmento solar tende a ser mais escolarizada que a masculina

Fonte: Elaborado a partir dos dados da RAIS de empresas do setor solar, 2021

Acesse o estudo: <https://www.c40cff.org/knowledge-library/quais-so-as-barreiras-e-oportunidades-para-as-profissionais-mulheres-no-setorhttps>



# [RELAÇÃO ENTRE AS CARREIRAS STEM E GÊNERO NO SETOR SOLAR PARA O ANO DE 2019]



Apenas 4,8% das mulheres seguem carreiras STEM em 2019, contra 8,4% dos homens e 7,4% do total.

Fonte: Elaborado a partir dos dados da RAIS de empresas do setor solar, 2021

Acesse o estudo: <https://www.c40cff.org/knowledge-library/quais-so-as-barreiras-e-oportunidades-para-as-profissionais-mulheres-no-setorhttps>



## [RECOMENDAÇÕES DO ESTUDO]

- Incentivar organizações do setor a aderirem **programas de equidade de gênero e políticas de combate à violência, canais de denúncia, grupos e outros meios de apoio**
- **Desenvolver e/ou apoiar campanhas** e projetos voltados à ampliação do reconhecimento e da credibilidade das profissionais mulheres que atuam na energia solar e também à **desconstrução desses estereótipos.**
- **Incentivar a participação do público masculino** nas capacitações e demais ações voltadas ao debate e à promoção da igualdade de gênero no setor.
- **Capacitações específicas para mulheres**, especialmente ministradas por outras mulheres
- Desenvolver e/ou **apoiar programas específicos**, como trainee e mentorias, para mulheres ascenderem a cargos de direção e desenvolverem a liderança.
- Sensibilizar e orientar todo o setor para que **os levantamentos de dados e informações** que realizem sejam sempre **desagregados por gênero.**
- Realizar outras pesquisas sobre as desigualdades de gênero também com homens profissionais do setor, **visando identificar suas percepções e compará-las com o ponto de vista das mulheres.**

Acesse o estudo: <https://www.c40cff.org/knowledge-library/quais-so-as-barreiras-e-oportunidades-para-as-profissionais-mulheres-no-setorhttps>



# [VÍDEO: MULHERES NA ENERGIA]



Acesse ao vídeo:

<https://www.youtube.com/watch?v=hmMcdpiuOSk&t=3s>

Publicação na revista científica Nature:

<https://www.nature.com/articles/d41586-021-01147-z>





# [ BOAS PRÁTICAS EM EVENTOS E FEIRAS DO SETOR DE ENERGIA SOLAR ]

## Solução 1: Priorize a composição de equipes qualificadas e diversas nas comissões organizadora



Comissão Organizadora

### Ações:

- Incentive a criação de materiais, integração de comitês e comunicação visual que promovam a diversidade de gênero;
- Adote um código de conduta que não admita linguagem e comportamentos discriminatórios e sexistas entre palestrantes, participantes, patrocinadores e comissão do evento.

Acesso: <https://linktr.ee/RedeMesol>

TEM COMO FINALIDADE PROPOR AÇÕES QUE VISAM FOMENTAR E FORTALECER A EQUIDADE DE GÊNERO NO ÂMBITO DE EVENTOS E FEIRAS DO SETOR DE ENERGIA SOLAR.

## Solution 2: Promote female representation by contemplating intersectionality\* in the team of speakers and exhibitors

### Ações:

- Include qualified women from the industry to participate as a speaker and/or exhibitor.

Tip: Search platforms such as: LinkedIn, kumo, lattes, platforms the journalists; scientists and Mesol Network

### \*Intersectionality

term used to refer the different social labels - gender, race, class, sexuality, among others. The labels influence the way we experience life in society.

Speakers and Exhibitors



# [ ENCONTROS ]

**WEBINAR** Quarta-feira, dia 29 de abril às 14 horas

## As Mulheres na Energia Solar no Brasil e o Papel da Rede MESol

Inscriva-se em: <https://bit.ly/2911om>

Realização: 



**WEBINAR**

## Powering Renewables: Women in Solar Energy

5 MAY 20  
3PM GMT/UTC

 **ISES**  
International Solar Energy Society



**MÃES NA ENERGIA SOLAR**

SUMMIT SOLAR  
DIA SEMANA ÀS 20 HORAS



## Energia Solar Fotovoltaica: Autoconsumo na Espanha

7 Maio 2020  
10AM - 11AM

Webinar em Espanhol com Especialista Internacional

María Victoria Palomares - Espanha  
Professora e Pesquisadora da Universidade Aalborg - Dinamarca  
Alicia Par (Doutoranda)  
Professora e Pesquisadora da LPIOS



**FOTOVOL TALKS**

## REDE MESOL: A MULHER NO SETOR FOTOVOLTAICO





 **MESol**  
Associação Brasileira de Energia Solar Fotovoltaica

**PALESTRANTE CONFIRMADO**  
06.06 | 16H

## Aline Kirsten Vidal

ENGENHEIRA ELETRICISTA



**SUMMIT SOLAR**  
summitsolar.com.br

Quinta-feira, dia 6 de agosto às 20 horas

## Direitos da Mulher

Inscriva-se em: <https://bit.ly/3073ynH>



 @redebrasilmesol

**VIII CONGRESSO BRASILEIRO DE ENERGIA SOLAR - 2020**

ENCONTRO DE MULHERES NA ENERGIA SOLAR

Palestra Mulheres na Ciência: Uma Verdade Inconveniente

**Márcia Barbosa**  
Professora do Instituto de Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul e ganhadora do Prêmio L'Oréal-UNESCO para Mulheres em Ciência em 2013



26/10 às 17:45

# [VOLUNTÁRIAS]



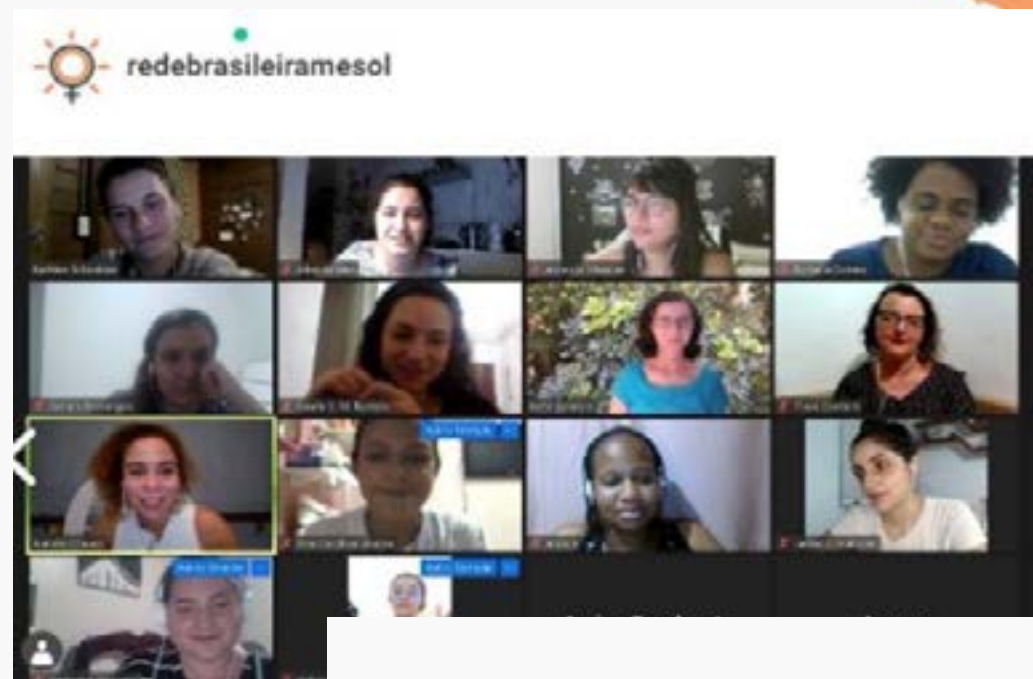
Faça parte do grupo operacional da Rede MESol

## CHAMADA DE VOLUNTÁRIAS

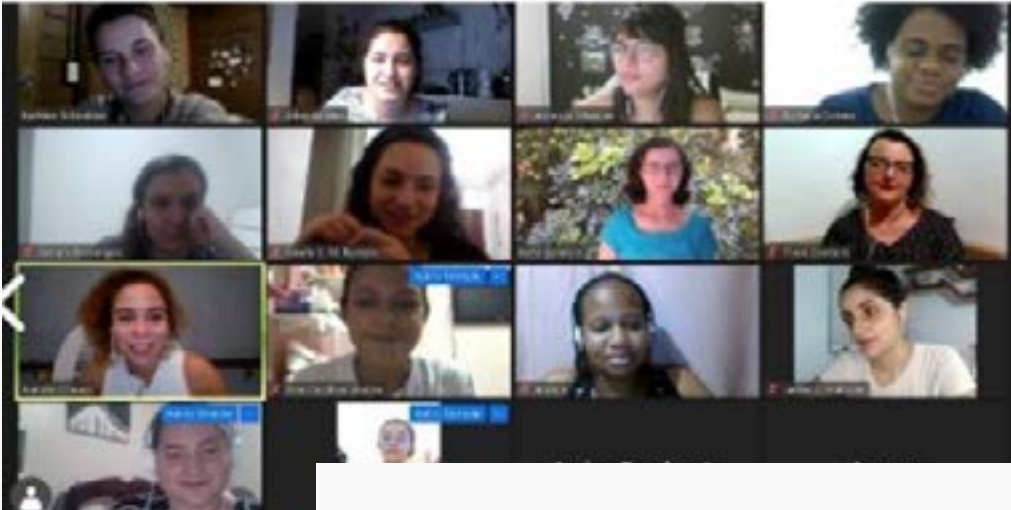
Chamada para participar dos Núcleos de Ação da Rede Brasileira de Mulheres na Energia Solar (Rede MESol), entidade sem fins lucrativos, para a execução de ações voltadas à equidade de gênero no âmbito da área de Energia Solar



MESol  
Rede Brasileira de Mulheres na Energia Solar



redebrasileiramesol




# [CONEXÃO]

Rede Brasileira de Mulheres na Energia Solar - TESTE 14

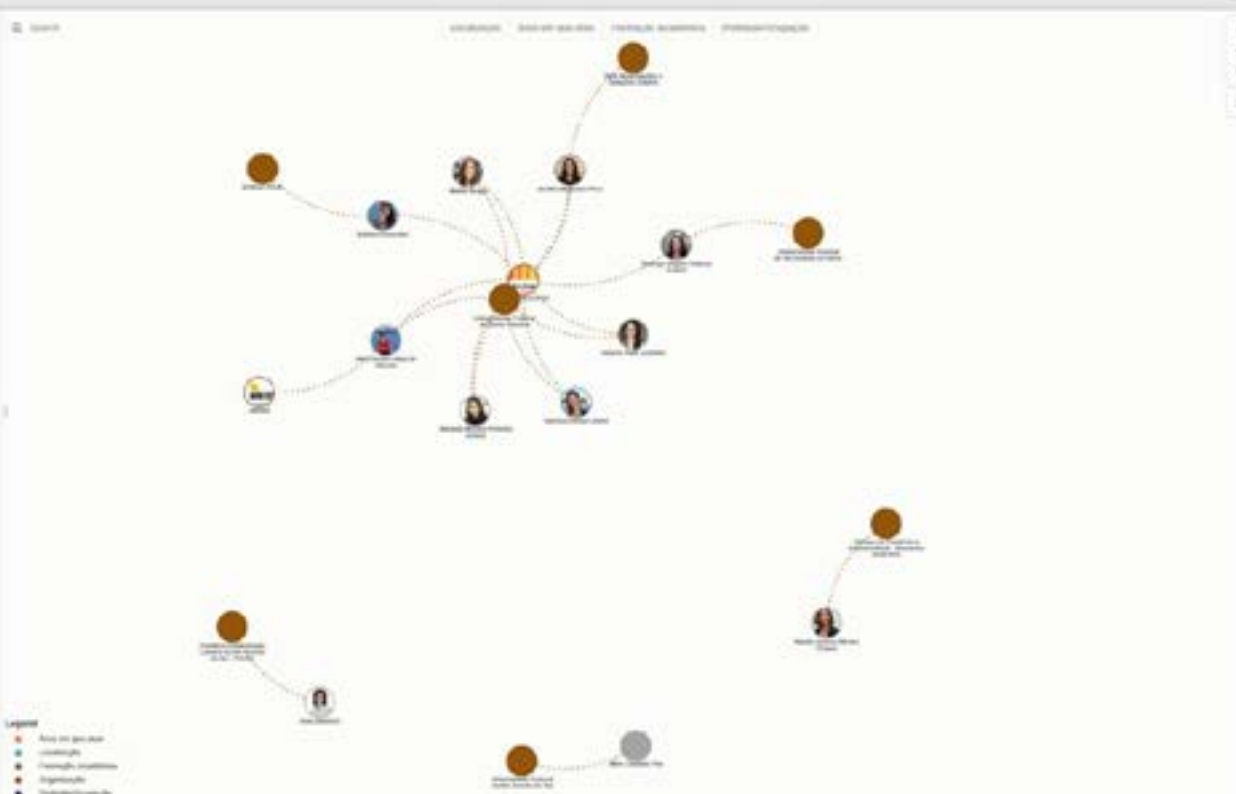
Esta plataforma tem por objetivo conectar as mulheres que atuam no setor de energia solar no Brasil. Então, quem se conecta??

Faça um teste e veja como se dá, preencha esse formulário:  
<https://forms.gle/1c7y2DAjD5oCAGwE>

Lista de Organizações:  
Feministas-UTSC  
Instituto IDICAL



## Kumu



Legenda

- Ativo em grupo
- Contato
- Organização
- Instituição
- Instituição

Acessar : <https://kumu.io/RedeMesol/mulheres-brasileiras-na-energia-solar>





## [REDES SOCIAIS]



/redebrasileiramesol



@redebrasileiramesol



/rede-brasileira-mesol



rb.mulheresenergiasolar@gmail.com



### Grupo MESol

Link de acesso nas nossas redes sociais ou escreve um e-mail pra gente ;)



### Grupo Telegram

Link de acesso nas nossas redes sociais ou escreve um e-mail pra gente ;)



*“A **diversificação da matriz energética** assim como a **diversificação de gênero** mostram-se soluções efetivas para resolver os principais desafios destas áreas, pois contemplam a união de estratégias dedicadas a construção de um crescimento único.”*

*Pan, A. C. et al. A realidade das mulheres no setor da energia solar. Revista 3S Revista 3S Solar Sustainable Solutions. Vol. 1, Nº1, pp. 35-39, 2020.*

aline.p





**40<sup>th</sup> SENAFOR**

*24<sup>th</sup> International Forging Conference*

*23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming*

*Conference / 7<sup>th</sup> BrDDR Congress*

*10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS*

*3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming*

Centro de Eventos do Hotel Continental - Porto Alegre/RS

October 13-15, 2021

# ESTUDO DO EFEITO DO FATOR DE DIMENSIONAMENTO DE INVERSORES DE SISTEMAS FOTOVOLTAICOS NO RIO GRANDE DO SUL

Rafael Possebon <sup>(1)</sup>

Arno Krenzinger <sup>(2)</sup>

## RESUMO

Este trabalho apresenta a metodologia utilizada para a confecção de mapas de Taxa de Desempenho para o Estado do Rio Grande do Sul. A base de dados deste trabalho é oriunda de 33 estações meteorológicas automáticas instaladas no Rio Grande do Sul, com uma série de dados de cerca de 15 anos e de dados geoespaciais obtidos para a confecção do Atlas Solar do Rio Grande do Sul 2018. Além da Taxa de Desempenho, é analisado o comportamento de sistemas de energia solar com valor de Fator de Dimensionamento de Inversor de aproximadamente 0,66. Ao final, é elaborado o Mapa de Redução de Produtividade Fotovoltaica devido ao sobrecarregamento dos inversores com o sistema proposto.

**Palavras-chave** — Fator de dimensionamento de inversor, Energia solar, Produtividade fotovoltaica, Mapa de potencial fotovoltaico, Dados meteorológicos.

# STUDY ON THE EFFECT OF THE INVERTER SIZING FACTOR OF PHOTOVOLTAIC SYSTEMS IN RIO GRANDE DO SUL

## ABSTRACT

This paper presents the methodology used for the elaboration of the Performance Ratio map of Rio Grande do Sul. The database of this work comes from 33 automatic meteorological stations installed in Rio Grande do Sul, with approximately 15 years of data collection and geospatial data obtained for the elaboration of the Solar Atlas of Rio Grande do Sul 2018. In addition to the Performance Ratio, the performance of photovoltaic systems with Sizing Factor of the Inverter value of approximately 0,66 is analyzed. At the end, it is prepared the Map of Final Yield reduction due to the overloading of the inverters with the proposed system.

**Key words** — Sizing factor of the inverter, Solar energy, Final yield, Photovoltaic potential map, Meteorological data.

<sup>(1)</sup> Engenheiro de Energia, Universidade Federal do Rio Grande do sul, rafapossebon@gmail.com,

<sup>(2)</sup> Prof. Dr., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, arno.krenzinger@ufrgs.br.

## 1. INTRODUÇÃO

O crescente aumento da demanda de energia em virtude do desenvolvimento tecnológico, a necessidade de autossuficiência energética e a preocupação com relação às mudanças climáticas são fatores de importância em nível mundial para a escolha das fontes energéticas que compoem a matriz elétrica dos países. Deste modo, a utilização de fontes renováveis mostra-se cada vez mais importante. A Energia Solar Fotovoltaica, ainda que responsável por apenas 1.66% da eletricidade produzida no Brasil, cresceu substancialmente nos últimos anos, aumentando em 61.5% entre os anos de 2019 e 2020 [1].

Um ponto importante para os projetos de energia solar fotovoltaica é o dimensionamento dos sistemas, que é realizado através da escolha dos módulos fotovoltaicos e do inversor, no qual a razão entre as potências nominais de corrente alternada e contínua é definida como Fator de Dimensionamento do Inversor (FDI). Devido a verificação da redução nos preços dos módulos fotovoltaicos, que não foi acompanhada pelos preços de inversores, a utilização de um FDI mais baixo pode aumentar o custo-benefício de uma instalação. Além disso, para a realização do correto dimensionamento dos sistemas fotovoltaicos, ressalta-se a importância do conhecimento da disponibilidade de radiação solar na localização em que o mesmo será instalado.

A partir disso, é realizada a análise de dados disponíveis de 33 estações meteorológicas instaladas em diferentes locais do Rio Grande do Sul e de dados geoespaciais para o Atlas Solar do Rio Grande do Sul [2], verificando a disponibilidade de energia solar ao longo do território do Estado com a confecção do Mapa de Taxa de Desempenho para o Rio Grande do Sul. Através dos dados disponíveis também é realizada a análise do desempenho de sistemas de energia solar de mesma configuração, de baixo fator de dimensionamento de inversor com o objetivo de verificar as perdas em decorrência de cortes de potência devido às possíveis sobrecargas do equipamento de conversão.

## 2. METODOLOGIA

O presente trabalho utiliza dados médios horários de 33 estações meteorológicas instaladas em diferentes cidades do Estado do Rio Grande do Sul, processados pelo INMET-EMA. Dentre as variáveis observadas, estão dados horários de: radiação solar horizontal, pressão atmosférica, temperatura, ângulo solar zenital, temperatura e velocidade do vento para o período entre os anos de 2001 e 2017. Cada uma das estações é composta por um datalogger conectado a sensores ambientais, que é responsável pelo registro de diferentes parâmetros, que são integrados a cada hora e transmitidos ao centro de processamento do INMET [2]. As estações consideradas para a obtenção de medidas estão bem distribuídas ao longo do território, apresentando distância média de 43 km entre estações, e a maior distância entre duas estações de medição é de 143 km. Além dos dados, foram realizados cálculos para a determinação das irradiações diretas e difusa no plano horizontal e no plano inclinado.

Os dados de cada uma das estações EMA do INMET foram inspecionados para eliminação de valores atípicos e inválidos, para então calcular os valores de produtividade fotovoltaica horária e energia produzida para cada um dos períodos com dados disponíveis.

### 2.1. Procedimentos a partir dos dados disponibilizados

Através dos dados disponibilizados pelas estações meteorológicas, foram realizados procedimentos conhecidos da literatura para determinação da Irradiação horária em plano inclinado, Irradiação efetiva em função do ângulo de incidência e Energia elétrica produzida pelo sistema fotovoltaico [3]. Além das medições horárias das estações meteorológicas, para a confecção dos mapas desta dissertação também são utilizados os dados geoespaciais obtidos para a confecção do Atlas Solar do Rio Grande do Sul 2018, elaborado pela Secretaria de Minas e Energia do Rio Grande do Sul. Estes dados estão separados em 31.880 diferentes pontos do Estado gaúcho, de diferentes latitudes e longitudes, com valores médios anuais, mensais e por estações do ano para a irradiação horizontal, irradiação nos planos de 20 e 45 graus, produtividade fotovoltaica em 20 e 45 graus e temperaturas máxima, mínima e média.

## 2.2. Obtenção do Mapa de Taxa de Desempenho para o Estado do Rio Grande do Sul

Para a elaboração do mapa de Taxa de Desempenho (do inglês, *Performance Ratio* ou *PR*) do Rio Grande do Sul, foram utilizados os dados anuais geoespaciais do Atlas Solar do Rio Grande do Sul de Produtividade Fotovoltaica média e de Irradiação Total, ambos para a inclinação de 20°. Então, os valores de *PR* para cada um dos 31.880 pontos disponíveis espalhados ao longo do Estado gaúcho, com respectiva latitude e longitude, foram plotados através do software Surfer 8, que é um aplicativo para confecção de mapas através de arquivos de dados do tipo XYZ. A geração das malhas de pontos para o mapa de Taxa de Desempenho foi feita através do Método de Shepard Modificado, que é um método de interpolação suave similar a interpolação Inverso da Potência das Distâncias (IDP), com a associação do método de soma dos mínimos quadrados. Este método tem como característica de eliminação ou redução dos erros chamados de “olho de búfalo” que o método IDP pode apresentar [4].

Em paralelo à confecção do mapa, é realizado um levantamento com os dados obtidos pelas estações meteorológicas INMET-EMA para a Taxa de Desempenho, Produtividade Fotovoltaica, Irradiação anual e de verão e Temperaturas ambientes médias anuais e de verão para verificação de possíveis relações entre esses parâmetros. Os dados são apresentados em médias horárias e as medições são registradas no máximo em 14 horas diárias, das 9 às 22 horas. Os anos que possuem longos períodos de falhas de aquisição de dados que, para não influenciarem negativamente nos valores médios de Taxa de Desempenho e Produtividade Fotovoltaica, foram retirados dos cálculos das médias de Irradiação anuais. As falhas de medições podem ser explicadas por faltas de energia, problemas com componentes do sistema de aquisição de dados, possíveis manutenções das estações, etc. A maioria das estações meteorológicas apresentou cerca de 10 anos de dados válidos.

Então, após a remoção de inconsistências, foram calculados os valores de Produtividade Fotovoltaica e Taxa de Desempenho através das equações (1) e (2), respectivamente. Após a obtenção das médias anuais para as 33 estações INMET-EMA, são verificadas possíveis correlações entre os variáveis disponíveis.

$$Y_F = \frac{E_R}{P_{NG}} \quad (1)$$

$$PR = \frac{Y_F}{H/G_{REF}} \quad (2)$$

nas quais  $Y_F$  é a produtividade fotovoltaica,  $E_R$  é a energia elétrica produzida em determinado intervalo de tempo,  $P_{NG}$  é a potência nominal do sistema,  $PR$  é a taxa de desempenho,  $H$  é a irradiação sobre o sistema e  $G_{REF}$  é a irradiância de referência de 1.000 W/m<sup>2</sup>.

## 2.3. Análise do Fator de Dimensionamento do Inversor (FDI)

Após a confecção do Mapa de Taxa de Desempenho para o Rio Grande do Sul, é realizada a análise de comportamento para sistemas com inversores sobrecarregados com o objetivo de verificar as diferenças de desempenhos com este tipo de configuração ao longo do Estado. Para esta análise, foram utilizados os dados horários de medição das estações meteorológicas disponibilizadas pela Secretaria de Minas e Energia do Rio Grande do Sul e os dados geoespaciais do Atlas Solar do Rio Grande do Sul.

Foram considerados arranjos fotovoltaicos de 7,56 kWp de potência em corrente contínua ( $P_{CC}$ ), conectados a um inversor de potência de saída em corrente alternada ( $P_{CA}$ ) de 5 kW, resultando em um sistema de FDI igual a 0,66138, mas que será referido a partir daqui como 0,66. O equipamento de conversão de potência é propositalmente sobrecarregado com o intuito de verificar a parcela de redução de energia devido ao corte de potência ocorrido quando há sobrecarga da potência dos módulos, em períodos de alta irradiação. O método de limitação de potência para os inversores do presente trabalho é o de ceifamento, ou seja, foi considerado que os valores horários de potência que ultrapassam a potência nominal de saída do inversor retornam o valor de potência nominal do próprio

inversor, de 5 kW, devido às limitações físicas do equipamento. Nesta análise não foram considerados cortes de energia devido às limitações térmicas, já que os dados fornecidos estão no formato de médias horárias, fato que amortiza os picos de temperatura registrados momentaneamente e resultaria em uma diminuição dos cortes de potência evidenciados.

Primeiramente foi verificado o valor de produção de energia elétrica dos sistemas fotovoltaicos para cada uma das 33 estações meteorológicas sem o efeito de ceifamento para a conversão de energia em corrente contínua para corrente alternada, ou seja, considerando que o inversor utilizado seja capaz de processar toda a energia proveniente dos módulos. Após esta análise, os valores são comparados com a produção de energia com limitação de potência do inversor: as células com valores de potência horária que ultrapassam o valor de 5 kW são modificadas para a potência nominal do equipamento. A Figura 1 ilustra o comportamento de um dos sistemas na cidade de Uruguaiana, no dia 02 de Novembro de 2016, escolhido como exemplo por representar um dos dias com maiores índices de irradiação horária para esta estação meteorológica.



Figura 1 – Comparação do comportamento para sistemas com e sem limitação de potência devido ao carregamento do inversor em um dia de alto índice de irradiação.

A curva em azul representa a energia produzida ao longo do dia pelo sistema sem limitações de potência impostas pelo inversor de 5kW, enquanto a curva em laranja mostra a produção com o efeito de ceifamento, que pode ser observado no período entre as 13 e 18 horas. A área entre as duas curvas é o objeto desta análise, que representa a energia que o sistema deixa de entregar à rede devido aos cortes de potência do equipamento conversor.

Efetando o mesmo estudo para o restante das estações meteorológicas, foram encontrados valores de redução de energia devido ao efeito de ceifamento do inversor durante todo o período de aquisição de dados de cada uma das cidades. A redução de energia é definida como a subtração entre as energias produzidas com e sem cortes de potência. Então, de maneira análoga ao Mapa de Taxa de Desempenho, foi realizada a verificação das possíveis relações entre alguns dos parâmetros com o objetivo de calcular a parcela de energia que os sistemas deixam de produzir ao longo do Estado. Entre os parâmetros verificados estão: diferença entre a produtividade fotovoltaica com e sem limitação de potência do inversor, redução de energia, irradiação média anual efetiva nos coletores, irradiação média de verão, temperaturas médias anual e de verão, etc. A melhor correlação encontrada através dos dados das estações meteorológicas EMA-INMET é obtida entre a Produtividade Fotovoltaica sem o efeito de ceifamento e a irradiação no plano que coincide com a inclinação dos módulos considerados, ilustrada pelo gráfico da Figura 2.

No gráfico da Figura 2 é notada a relação linear entre as variáveis. A equação obtida pela reta

da Figura 2, é então inserida na tabela de dados geoespaciais para o cálculo da produtividade fotovoltaica sem limitação do inversor ( $Y_{F(7.56 \times 10^4)}$ ) para todos os pontos de latitude e longitude da modelagem disponível.



Figura 2 – Relação entre a produtividade fotovoltaica sem limitação de potência e a irradiação média anual no plano de 20°.

Além disso, ainda através dos valores obtidos para as 33 estações, é plotado o gráfico de diferença de Produtividade Fotovoltaica devido ao ceifamento dos inversores versus Irradiação média anual no plano de 20 graus.

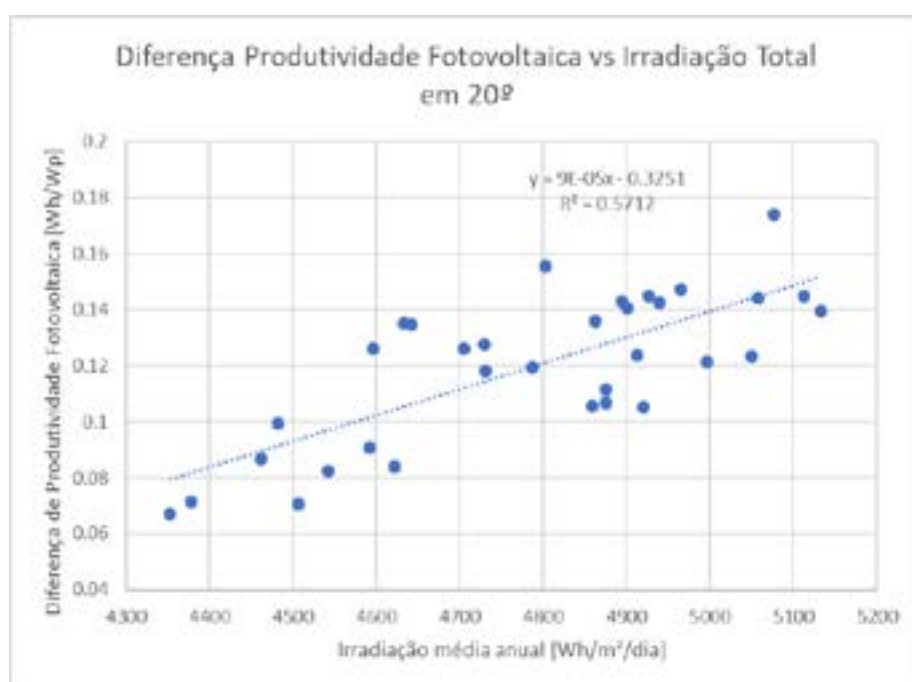


Figura 3 – Diferença de Produtividade Fotovoltaica entre sistemas com e sem limitação de potência e a Irradiação média anual no plano de 20°.

No gráfico da Figura 3 também é observada relação linear entre as variáveis consideradas, com uma maior dispersão de pontos quando comparado ao gráfico da Figura 2. Novamente, a equação da reta é utilizada para a obtenção de valores de diferença de Produtividade Fotovoltaica ao longo do território do Estado. Assim, é possível obter os valores de redução de Produtividade Fotovoltaica para a elaboração do mapa para o Rio Grande do Sul através dos dados geoespaciais, utilizando os mesmos procedimentos através do Software *Surfer 8* realizados na seção 2.2.



### 3. RESULTADOS

Este capítulo apresenta primeiramente a implementação dos resultados da Taxa de Desempenho e, na segunda etapa, é realizada a análise da energia que não é gerada devido ao corte de potência para sistemas de fator de dimensionamento de inversor igual a 0,66.

#### 3.1. Mapa do Rio Grande do Sul para Taxa de Desempenho

A implementação dos dados geoespaciais do Atlas do Rio Grande do Sul de irradiação total e de Produtividade Fotovoltaica, ambos para a inclinação de 20° e orientados para o Norte, no aplicativo *Surfer 8* resulta na Figura 4, na qual é possível perceber que os maiores valores de Taxa de Desempenho são encontrados no extremo nordeste do Rio Grande do Sul. Já os piores desempenhos para sistemas fotovoltaicos são localizados entre o oeste e noroeste rio-grandense, enquanto a região central (de norte a sul) possui em sua grande maioria valores de PR entre 0,765 e 0,79.

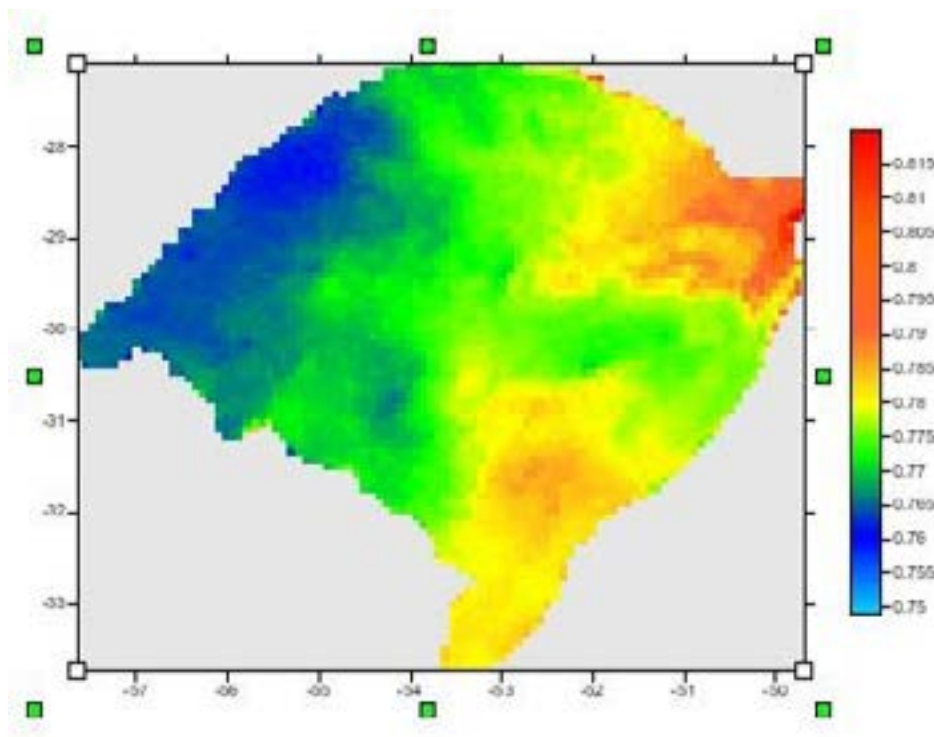


Figura 4 – Mapa de Taxa de Desempenho para o estado do Rio Grande do Sul.

Os valores de *PR*, obtidos através da modelagem espacial e ajustados através das estações meteorológicas EMA-INMET, variam entre 0,7598 e 0,8147, para São Nicolau e São José dos Ausentes, respectivamente. Ainda, cabem ressaltar as cidades de São Gonçalo (0,8118) e Cambará do Sul (0,8113). Dentre os piores desempenhos também estão São Luiz Gonzaga e São Paulo das Missões, com 0,76. O valor de 0,7728 é encontrado para Porto Alegre, capital do Estado, e Faxinal do Soturno, representa o valor “típico” de *PR* para o estado de 0,7744, sendo igual ao valor médio para os dados geoespaciais do Atlas Solar do Rio Grande do Sul.

Antes da obtenção dos resultados do presente trabalho, já era esperado que um dos parâmetros de forte influência no desempenho dos sistemas fotovoltaicos seria a média de temperaturas do local, já que a mesma implica em uma variação na temperatura das células que compõem os módulos fotovoltaicos. Desta forma, os sistemas instalados em locais de maiores médias de temperatura anual operam com maiores temperaturas da célula, e conseqüentemente com uma maior perda nas horas de maior produção. Após a confecção do mapa da Figura 4, a expectativa da relação da Taxa de Desempenho com a temperatura da localização em que é instalada o sistema fotovoltaico ficou evidente, como pode-se perceber ao comparar com a distribuição das temperaturas médias anuais do Rio Grande do Sul, exibida na Figura 5. É possível observar que a região de menores temperaturas médias ao longo do ano corresponde a região com maiores valores de *PR*, entre Cambará do Sul e São José dos Ausentes. Já a região mais quente do estado, situada no noroeste gaúcho, registra também os menores desempenhos para a inserção de sistemas fotovoltaicos. Além disso, a faixa

central do estado possui características parecidas entre os dois mapas, sendo observada uma queda de taxa de desempenho na região central a medida em que as médias anuais de temperatura são mais elevadas.

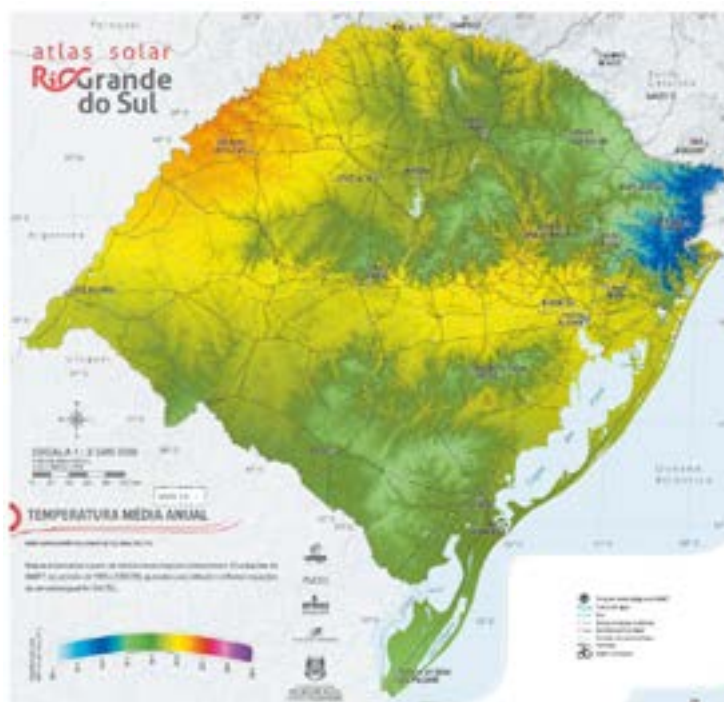


Figura 5 – Distribuição da temperatura média anual no Rio Grande do Sul. [2]

### 3.2. Análise do Fator de Dimensionamento de Inversor

Então, os procedimentos da seção 2.2 foram adotados nos dados geoespaciais do Atlas Solar do Rio Grande do Sul para prever as reduções de produtividade fotovoltaica em razão dos cortes de potência dos inversores. A relação entre a Redução de Produtividade Fotovoltaica com a sua própria Produtividade Fotovoltaica ( $Y_F$ ) foi inserida nas tabelas de dados médios anuais, obtendo valores de Redução de Produtividade Fotovoltaica em cada um dos 31.880 pontos disponíveis no território gaúcho. De maneira análoga a seção 3.1, os valores são inseridos no aplicativo Surfer 8, obtendo o mapa da Figura 6.

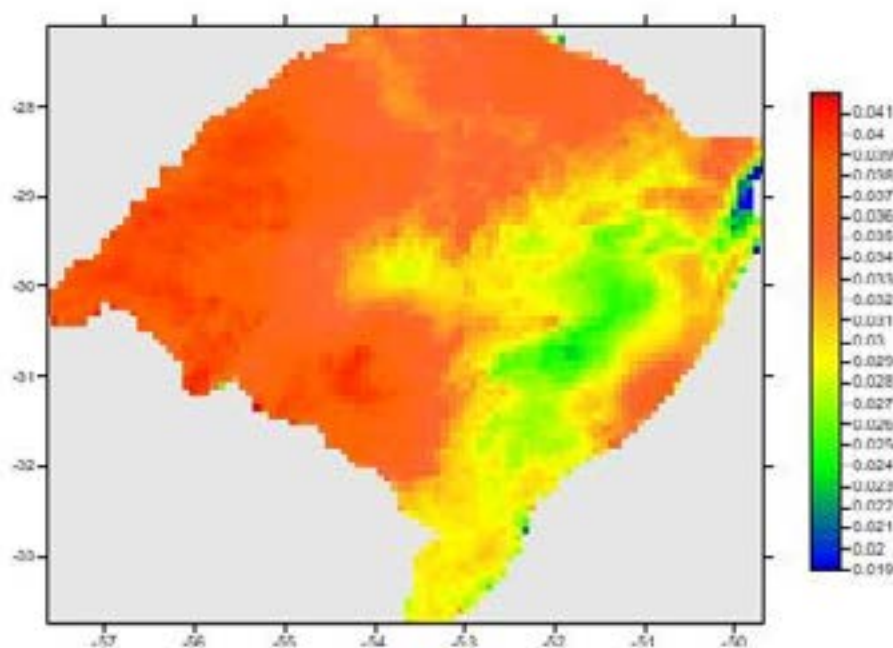


Figura 6 – Redução de Produtividade Fotovoltaica em sistemas fotovoltaicos com FDI igual a 0,66.

Assim como na Figura 4, é possível observar que os valores extremos da escala de redução de energia estão localizados em região similares. As menores reduções de Produtividade Fotovoltaica estão na região extremo nordeste do Rio Grande do Sul, desta vez apresentando uma pequena região de melhor desempenho, e as maiores perdas de energia são verificadas no noroeste gaúcho, entre São Luiz Gonzaga e Uruguaiana. Porém, para o restante do gráfico não é possível verificar a mesma relação com as temperaturas médias anuais, como foi feito ao comparar os valores de Taxa de Desempenho.

Para os dados da modelagem de dados geoespaciais do Atlas Solar do Rio Grande do Sul, as perdas de produtividade estão na faixa de valores entre 1,965% e 4,13%, com grande parte das maiores reduções de energia localizadas no noroeste gaúcho, na parte leste e no norte. Para as menores perdas de energia devido ao ceifamento, destaque para uma pequena região do litoral norte e para a região metropolitana de Porto Alegre e entornos. A região sul do estado, assim como no Mapa de PR apresenta valores da metade da escala de redução, com perdas na faixa de 3%. Ainda que o percentual de perdas energéticas devido ao ceifamento de potência do conversor CC/CA não inviabilizem estas instalações, cabe ressaltar que ao utilizar o sistema proposto, todas as regiões registram perdas de energia devido a sobrecarga do inversor.

#### 4. CONCLUSÃO

Foi apresentada a metodologia para a confecção do Mapa de Taxa de Desempenho do Rio Grande do Sul e de Redução de Produtividade Fotovoltaica para sistemas operando com o FDI igual a 0,66. Os resultados são mapas do Rio Grande do Sul que contém informação da disponibilidade de energia solar ao longo do território do Estado. É verificada, assim como esperado, correlação nítida entre a Taxa de Desempenho de sistemas fotovoltaicos e a média anual de temperatura ambiente da localização da instalação. Além disso, são disponibilizados os valores de redução de produtividade devido ao corte de potência através da análise de comportamento de sistemas de energia solar com baixo valor de FDI, que, apesar de não inviabilizar a instalação dos sistemas propostos, resulta em perdas para os sistemas fotovoltaicos instalados em qualquer região do Estado.

#### REFERÊNCIAS

- [1] Balanço Energético Nacional 2020, Empresa de Pesquisa Energética, 2021.
- [2] Back, C. A. ; Silva, F.J.L ; Catani, F. ; Lina, G.G. ; Coimbra, I. L. ; Amarante O. A. C. ; Andrade P. E. P. ; Freitas, R. M. ; Lima Neto, V. F. C. ; Silveira, E. J. T. ; Zamberlam, M. ; Moehlecke, A. ; Zanesco, I. ; Krenzinger, A. ; Prieb, C. W.M. ; Rossini, E. G. ; Gasparin, F. P. ; Haag, R. ; Aymani, J. ; Brower, M. ; Vidal, J. (2018). . Atlas Solar Rio Grande do Sul. 01. ed. Porto Alegre: SMERS, 2018. v. 01. 144p . 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] Krenzinger A., Prieb C.W.M., Gasparin F.P. Mapas de Produtividade Fotovoltaica para o Rio Grande do Sul (Brasil), 2020.
- [4] Software Surfer 8, Informer Technologies, Inc – Shepard, D., 1968
- [5] Roversi, K. Análise do Fator de Dimensionamento do Inversor em um sistema fotovoltaico conectado à rede de uma instituição de ensino, 2019.

## Células Fotovoltaicas e seu Processo de Fabricação

### Introdução

O presente artigo objetiva apresentar informações pertinentes às características técnica e processos de fabricação da célula fotovoltaica, parte principal de um módulo fotovoltaico.

### 1. Purificação do Silício

A matéria prima base de uma célula fotovoltaica é o Silício (Si). O silício é o segundo elemento químico mais abundante na superfície da terra, representando aproximadamente 28,0% e ficando atrás apenas para o Oxigênio (O) com 47%.

O silício utilizado para a fabricação de células fotovoltaicas é produzido através de pelo menos dois estágios de purificação. O quartzo é a forma mais pura de se obter o silício da natureza, pois quartzo é basicamente silício misturado com oxigênio.



Figura 1 – Esteira com Quartz

#### 1.1. Estágio 1 – Derretimento do Quartzo

O primeiro estágio consiste no derretimento do quartzo e mistura com quantidades controladas de carbono dentro de um forno arcoelétrico de forma a liberar o oxigênio na forma de gás carbônico e assim obtém-se um silício com até 98% de pureza, chamado de silício grau metalúrgico (Si-GM), do termo em inglês *Metallurgical Grade Silicon* (MG-Si).



Figura 2 – Silício Grau Metalúrgico (Si-GM)

#### 1.2. Estágio 2 – Mistura do Si-GM com Ácido Hidroclorídrico

Esse silício grau metalúrgico (Si-GM), no segundo estágio de purificação, é misturado com ácido Hidroclorídrico (HCL), formando um composto de silício chamado de Silano, neste caso o Triclorossilano ( $\text{SiHCl}_3$ ).

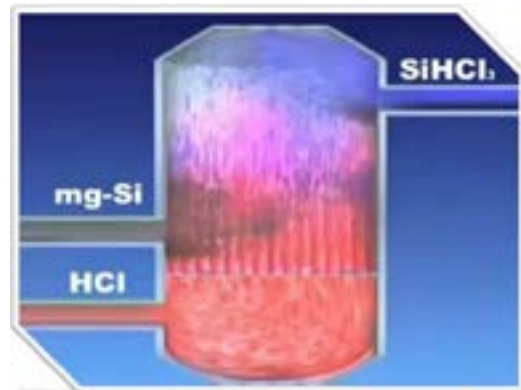


Figura 3 – Mistura do Si-MG + HCL para produção do  $\text{SiHCl}_3$

O Triclorossilano ( $\text{SiHCl}_3$ ) é um líquido que ferve a  $36^\circ\text{C}$  e que através de um método de destilação fracionado é reduzido a um vapor de silício que é recristalizado em um catalizador e depois é quebrado em torrões que são utilizados para a criação do silício grau solar (Si-GS) que é mais barato que o silício grau eletrônico (Si-GE).



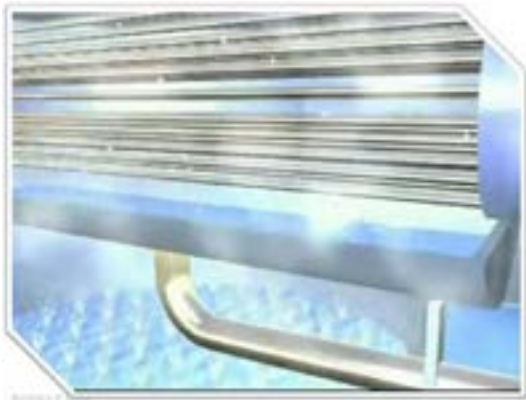


Figura 4 – Processo de Recristalização para produzir o Si-GS

## 2. Processo de Fabricação dos Torrões

### 2.1. Torrões de Silício Policristalino (p-Si)

Para a obtenção do silício policristalino (p-Si), os torrões de silício grau solar, já purificados, com mais de 99,9% de pureza, são inseridos em uma forma cerâmica e depois são enviados a um forno com temperatura em torno de 1200°C onde por aproximadamente 20 horas, estes torrões serão aquecidos e depois resfriados.



Figura 5 – Si-GS nas formas cerâmicas

No final das 20 horas, os torrões terão derretido e recristalizado na forma de um grande bloco de silício, na qual a forma cerâmica é destruída para a extração do mesmo.

Os torrões policristalino não se dão na forma de um único cristal porque, como o silício cristaliza livremente, há a formação de vários cristais, por isso o nome policristalino, devido à presença dos vários cristais no bloco de silício.



Figura 6 – Bloco de silício policristalino

#### 2.1.1. Limpeza do bloco de Silício

O bloco de silício é levado a uma máquina para fazer a limpeza e retirar pequenas partículas geradas na extração do bloco de silício da forma cerâmica. Após o processo de limpeza, o bloco é levado para o processo de serra.

#### 2.1.2. Processo de Serra do Bloco

No caso do silício policristalino, o bloco é colocado em uma máquina de serragem que possui um conjunto de serras fio que irá dividi-lo em blocos menores, os chamados lingotes. Esta máquina irá serrar o bloco formando o lingote, já no formato em que futuramente o mesmo será serrado novamente para então surgir à célula fotovoltaica.



Figura 7 – Processo de corte do bloco de silício.

Este processo de serragem, apresentado conforme fonte da *Solar World*, demora aproximadamente 7 horas e é feito através de um fluido especial produzido para permitir a serragem do grande bloco de silício em lingotes menores.

Após a serragem, o conjunto todo é levado a uma câmara de limpeza, que através de jatos de fluidos de limpeza e depois de um soprador de ar quente, faz a remoção de todas as partículas que sobram da serragem. Este



processo de limpeza demora aproximadamente 20 minutos.



Figura 8 – Processo de limpeza dos lingotes

Também são descartados os pedaços externos. Somente os lingotes com formato inteiro e adequado é que são movimentados para uma máquina de seleção. Esta máquina de seleção, através de uma verificação de superfície, analisa e classifica os lingotes e divide eles de acordo com a qualidade da cristalização.

Os lingotes então são levados à outra câmara de serrarem, onde novamente, através de um conjunto de serras fio, são fatiados em lâminas com espessura de aproximadamente 0,3mm. Estas lâminas serão utilizadas para a produção das células fotovoltaicas. Este processo de fatiagem igualmente demora aproximadamente 7 horas para a conclusão.



Figura 9 – Processo de corte dos lingotes

Um bloco completo de silício consegue produzir aproximadamente entre 2.000 e 3.000 lâminas para produção de células fotovoltaicas

## 2.2. Torrões de Silício Monocristalino (m-Si)

Para a produção do silício monocristalino (m-Si) é utilizado um método de cultura de cristais. Um dos métodos mais utilizados é

chamado método Czochralski conforme Figura 10. Os torrões de silício são colocados em um cadinho e montados sob uma estrutura giratória.



Figura 10 – Cadinho do método Czochralski

Depois de derretido na hora de fazer a recristalização, dentro do cadinho dentro do forno, desce uma semente de silício, ou seja, um pedaço de cristal monocristalino que irá orientar a recristalização deste material. Quando o cristal toca o mosto, o cadinho vai descendo e permitindo a formação de um cristal único em formato cilíndrico, por isso o nome monocristalino.



Figura 11 – Produção do lingote de silício monocristalino com método Czochralski.

Este método consome mais energia devido à necessidade de esperar o cristal de silício “crescer” e qualquer impureza que entre no cadinho é suficiente para perder todo o cristal que precisará ser quebrado, derretido e recristalizado novamente. Por isso que esta técnica de recristalização é mais cara do que a técnica de produção do silício policristalino. Após o processo de recristalização, o lingote é levado para o processo de serra.

### 2.2.1. Processo de Serra do lingote

Para o processo monocristalino, o processo de corte e fatiagem também são semelhantes ao processo do silício policristalino. Inicialmente é realizada a remoção das pontas e realizado um desbaste

no cristal cilíndrico de silício e cortadas às pontas de forma a deixar um formato mais octogonal.



Figura 12 – Processo de corte das pontas e desbaste

Após, o cristal é submetido a um conjunto de serras fio que fatiará um bloco completo de silício que produzirá uma quantidade um pouco menor ao produzido no processo do silício Policristalino.

Durante o processo de serragem é perdido muito material que poderá ser reaproveitado, podendo ser recolhida esta “poeira” de corte para retornar aos processos iniciais.

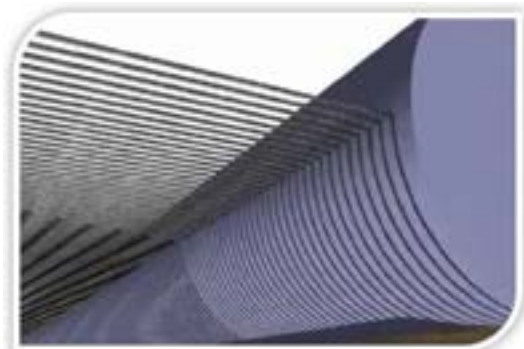


Figura 13 – Processo de corte do lingote de silício monocristalino

A quantidade de material que efetivamente se transforma em célula fotovoltaica acaba sendo muito menor.

Devido à técnica de produção, não só do cristal, mas também do corte das lâminas, as células fotovoltaicas de silício monocristalino e silício policristalino têm diferenças notáveis e visíveis a olho nu.

Devido ao silício monocristalino ser feito de um único cristal de silício, o mesmo reflete a luz de maneira uniforme causando uma coloração mais homogênea. O silício policristalino, como diz o nome, é feito de vários cristais de silício, na hora que é feita a fatiagem da lâmina para a produção da célula fotovoltaica é possível perceber as várias formações de cristal de silício, o que dá um efeito de “mancha” nas células fotovoltaicas produzidas com silício policristalino. A olho nu é possível perceber que tipo de célula fotovoltaica poderemos ter em mãos.

As células de silício terão uma forma uniforme, mais puxando para o azul escuro, enquanto as células fotovoltaicas de silício policristalino tem sua coloração mais puxada para o azul fraco com manchas.

### Monocristalino x Policristalino

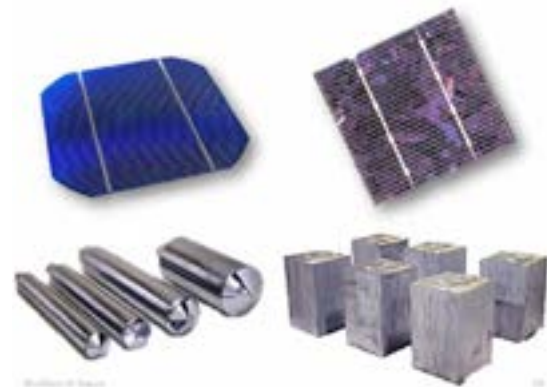


Figura 14 – Aparência visual das células monocristalinas e policristalinas

Alguns fabricantes aplicam sistemas de tonalização nas células fotovoltaicas, tornando-as menos reflexivas de forma que as mesmas capturem mais e reflitam menos a radiação solar, podendo causar alteração na coloração das células fotovoltaicas e até podendo gerar dúvidas quanto à identificação clara de um silício monocristalino e policristalino.

### 3. Processo de fabricação das Células Fotovoltaicas

Será apresentado agora o processo de fabricação das células fotovoltaicas, a partir das lâminas.

O cristal de silício durante a sua produção geralmente é dopado com a impureza Boro (B), ou seja, ele já é do tipo positivo. Portanto, para a criação da célula fotovoltaica é necessário fazer a segunda dopagem na mesma lâmina, ou seja, uma lâmina recebe dupla dopagem.

Após o processo de classificação, separação e limpeza das lâminas de silício, a lâmina é submetida a um forno de difusão de gás fósforo (P) para que seja feita a segunda dopagem.



Figura 15 – Processo de seleção e classificação das lâminas.

Para a inserção das lâminas no forno de difusão de fósforo (P), as lâminas são colocadas aos pares, uma com a face encostada na outra. No instante que o gás fosfina penetra na célula fotovoltaica, ele penetra apenas de um lado. Com isso, um dos lados é dopado com fosforo (P) tornando-se a parte negativa, enquanto que a parte que está encostada na outra lâmina permanece dopada com boro (B) e sendo a parte positiva.



Figura 16 – Lâminas no forno de difusão de fósforo (P)

Após este processo as células são levadas para a máquina que fará a metalização das lâminas.

### 3.1. Processo de Metalização das Lâminas

Este processo é responsável pela criação dos filamentos que interligam as células fotovoltaicas que captam os elétrons que são liberados no efeito fotovoltaico e levam de uma célula para a outra.

Na parte negativa que fica para cima, não se pode preencher a célula fotovoltaica totalmente. Por isso, é feito uma grade com o material composto de prata e em seguida as lâminas são submetidas a um forno que derreterá esta pasta de prata e fazê-la entrar em contato com o fosforo no interior da célula fotovoltaica de forma a fechar a ligação elétrica.



Figura 17 – Antes de depois do processo de metalização na lâmina.

Na parte de trás da célula fotovoltaica, que é a parte positiva, não há a necessidade de ficar em contato com a luz é feita, logo, a metalização é feita com um óxido inteiro que tampa toda a sua superfície.

Após estes processos descritos acima, as células já estão prontas para receber a soldagem.

### 3.2. Interconexão das Células Fotovoltaicas

Uma célula fotovoltaica de silício cristalizado gera uma tensão em torno de 0,5

volt (entre 0,46 V e 0,56 V), independentemente do seu tamanho.

Já a corrente elétrica gerada, está sim, varia de acordo a área de absorção da radiação solar e, por isso, uma célula fotovoltaica de silício cristalizado gera em torno de 30 mA a 40 mA por centímetro quadrado (30 mA/cm<sup>2</sup> a 40 mA/cm<sup>2</sup>).

Uma célula fotovoltaica de 15 cm X 08 cm gerará em torno de 3,6 amperes, com tensão aproximada de 0,5 volts. Cada célula terá a potência de 1,8 watts, o que é muito pouco.

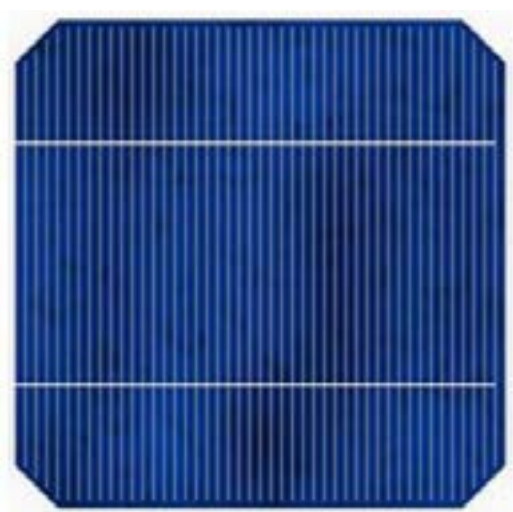


Figura 18 – Célula fotovoltaica de silício cristalino de 15 cm x 15 cm – Fonte: Suniva ([www.suniva.com](http://www.suniva.com))

Para a construção de um módulo fotovoltaico, as células serão associadas, somando a sua potência elétrica. As células fotovoltaicas são, na maioria das vezes, associadas em série, portanto os módulos fotovoltaicos produzem a corrente elétrica de uma célula, mas a tensão é o resultado da soma das tensões individuais das células em série.

A quantidade de células associadas determina a tensão de saída do módulo fotovoltaico, conforme veremos mais adiante.

As células de silício cristalizado são associadas em série pela soldagem dos seus terminais, antes da laminagem do módulo fotovoltaico.

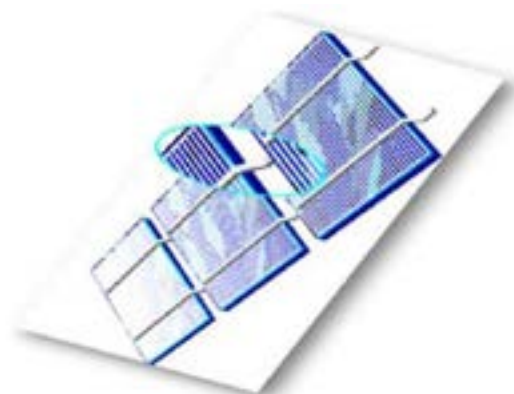


Figura 19 – Interconexão das células em série.

A parte frontal (superior) das células é feita do semiconductor do Tipo-N, ou seja, é negativa. Através de uma lâmina metálica, a parte frontal de uma célula é soldada à parte traseira (inferior) da célula seguinte, até se obter a associação de quantas células forem necessárias para alcançar a tensão do módulo que será construído.

Os módulos fotovoltaicos possuem, geralmente, quatro fileiras de células interconectadas em série até que restem apenas dois terminais: um positivo e um negativo, que serão fixados a uma caixa de conexões na parte traseira do módulo.



Figura 20 – Caixa de conexão de um módulo fotovoltaico – Fonte: Amphenol ([www.amphenol.com](http://www.amphenol.com))

Quem realiza este trabalho é uma máquina especialmente construída para essa função. Em algumas fábricas ainda se utiliza a soldagem manual, que só é possível nas células de silício cristalizado.

#### Conclusão

Este artigo explanou de forma resumida o processo de fabricação da célula fotovoltaica, que se trata de principal elemento para a

fabricação do módulo fotovoltaico a base de silício cristalizado. O processo descrito neste artigo é o processo utilizado pela fabricante Solar World, uma empresa alemã dedicada à fabricação e comercialização de módulos fotovoltaicos. Os processos descritos neste artigo eram os processos utilizados em 2016 pela fabricante acima mencionada. Tais processos sofreram melhorias e aprimoramentos para a implantação de novas tecnologias com o objetivo de aumentar a eficiência dos módulos fotovoltaicos, como a tecnologia Half-cell e PERC.

Atualmente, existe uma grande demanda por módulos fotovoltaicos de maior eficiência. Porém, apenas em produções laboratoriais isso é possível e muitas vezes com alto custo, o que inviabiliza a sua comercialização para consumidores convencionais.

Há módulos fotovoltaicos com eficiência superior utilizando outras matérias primas além do silício. Porém, devido ao elevado custo, podemos dizer que o módulo fotovoltaico a base de silício atualmente tem o melhor custo\benefício para ser comercializado e, por isso, é a tecnologia que atualmente o mundo consome.

Os módulos fotovoltaicos a base de silício tem diversas aplicações, sejam para redução de custo com energia elétrica de pequenos consumidores residências, rurais, comércios e indústrias, até armazenamento da sua energia para aplicações exclusivas e também para a eletromobilidade que, cada vez mais, é uma aplicação em crescimento no Brasil e no mundo.

#### Bibliografia

BLUESOL, Treinamento Técnico de introdução a sistemas fotovoltaicos, 2016.

GREENPRO. **Energia Fotovoltaica**: Manual de Tecnologias, Projecto e Instalação. Disponível em: <http://greenpro.de/po/fotovoltaico.pdf>., 2004

QUASCHNING, V. **Understandig Renewable Energy Systems**. London: Earthscan, 2006

CERAGIOLI, Paulo César. **Manual de Energia Solar Fotovoltaica**. 1997

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS:

— **NBR-11877**: Sistemas Fotovoltaicos. Rio de Janeiro, 1991.

— **NBR-11704**: Sistemas Fotovoltaicos – Classificação. Rio de Janeiro, 2008.

— **NBR-10899**: Energia Solar Fotovoltaica – Terminologia. Rio de Janeiro, 2006.

— **NBR-11876**: Módulos Fotovoltaicos – Especificação. Rio de Janeiro, 2010.



## Photovoltaic Cells and their Manufacturing Process

### Introduction

This article aims to present information relevant to the technical characteristics and manufacturing processes of the photovoltaic cell, the main part of a photovoltaic module.

#### 1. Silicon Purification

The basic raw material of a photovoltaic cell is Silicon (Si). Silicon is the second most abundant chemical element on the earth's surface, representing approximately 28.0% and second only to Oxygen (O) with 47%.

The silicon used to manufacture photovoltaic cells is produced through at least two purification stages. Quartz is the purest way to obtain silicon from nature, as quartz is basically silicon mixed with oxygen.



Figure 1 - Mat with Quartz

##### 1.1. Stage 1 - Quartz Melting

The first stage consists of melting the quartz and mixing it with controlled amounts of carbon inside an arcvoltaic furnace in order to release oxygen in the form of carbon dioxide and thus obtain a silicon with up to 98% purity, called metallurgical grade silicon (Si-GM), from the English term Metallurgical Grade Silicon (MG-Si).



Figure 2 - Metallurgical Grade Silicon (Si-GM)

##### 1.2. Stage 2 - Mixing Si-GM with Hydrochloric Acid

This metallurgical grade silicon (Si-GM), in the second purification stage, is mixed with Hydrochloric steel (HCL), forming a silicon compound called Silane, in this case Trichlorosilane ( $\text{SiHCl}_3$ ).

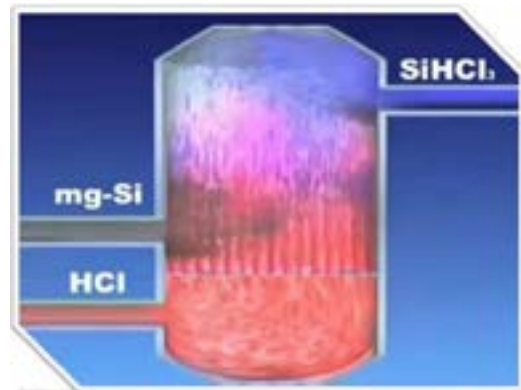


Figure 3 - Mixture of Si-MG + HCL for production of  $\text{SiHCl}_3$

Trichlorosilane ( $\text{SiHCl}_3$ ) is a liquid that boils at  $36^\circ\text{C}$  and is reduced through a fractional distillation method to a silicon vapor that is recrystallized in a catalyst and then broken down into clods that are used to create solar grade silicon. (Si-GS) which is cheaper than electronic grade silicon (Si-GE).

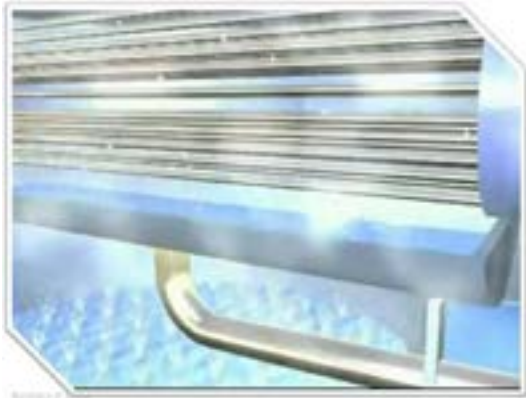


Figure 4 - Recrystallization Process to produce Si-GS

## 2. Clod Manufacturing Process

### 2.1. Polycrystalline silicon clods (p-Si)

To obtain polycrystalline silicon (p-Si), the solar grade silicon clods, already purified, with more than 99.9% purity, are inserted into a ceramic form and then sent to an oven with a temperature around 1200°C where for approximately 20 hours, these clods will be heated and then cooled.



Figure 5 - Si-GS in ceramic forms

At the end of 20 hours, the clods will have melted and recrystallized in the form of a large block of silicon, in which the ceramic form is destroyed for its extraction.

Polycrystalline clumps do not come in the form of a single crystal because, as silicon crystallizes freely, several crystals are formed, hence the name polycrystalline, due to the presence of several crystals in the silicon block.



Figure 6 - Polycrystalline silicon block

#### 2.1.1. Silicon block cleaning

The silicon block is taken to a machine to clean and remove small particles generated in the extraction of the silicon block from the ceramic form. After the cleaning process, the block is taken to the saw process.

#### 2.1.2. Block Saw Process

In the case of polycrystalline silicon, the block is placed in a sawing machine that has a set of wire saws that will divide it into smaller blocks, called ingots. This machine will saw the block forming the ingot, already in the format in which it will be sawn again in the future and then appear to the photovoltaic cell.



Figure 7 – Silicon block cutting process.

This sawing process, presented according to a Solar World source, takes approximately 7 hours and is done using a special fluid produced to allow the sawing of the large block of silicon into smaller ingots.

After sawing, the whole set is taken to a cleaning chamber, which, through jets of cleaning fluids and then a hot air blower, removes all particles that are left over from the sawdust. This cleaning process takes approximately 20 minutes.



Figure 8 - Ingot cleaning process

The external pieces are also discarded. Only ingots with a solid and suitable shape are moved to a sorting machine. This sorting machine, through a surface check, analyzes and classifies the ingots and divides them according to the quality of crystallization.

The ingots are then taken to another saw chamber, where again, through a set of wire saws, they are sliced into blades with a thickness of approximately 0.3mm. These sheets will be used for the production of photovoltaic cells. This slicing process also takes approximately 7 hours to complete.

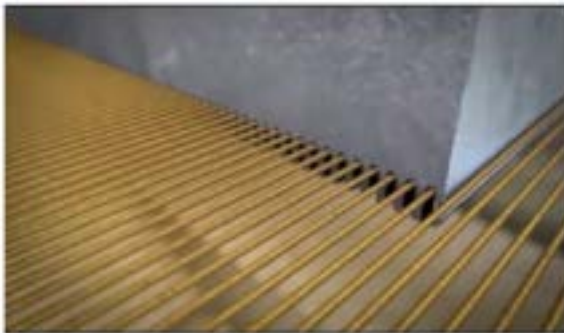


Figure 9 – Ingot cutting process

A complete block of silicon can produce approximately between 2,000 and 3,000 sheets for the production of photovoltaic cells

## 2.2. Monocrystalline Silicon (m-Si) clods

For the production of monocrystalline silicon (m-Si) a crystal culture method is used. One of the most used methods is called the Czochralski method as shown in Figure 10. The silicon clods are placed in a crucible and mounted on a rotating frame.



Figure 10 – Crucible of the Czochralski method

After melting at the time of recrystallization, inside the crucible inside the oven, a silicon seed goes down, that is, a piece of monocrystalline crystal that will guide the recrystallization of this material. When the crystal touches the must, the crucible goes down and allows the formation of a single crystal in a cylindrical shape, hence the name monocrystalline.

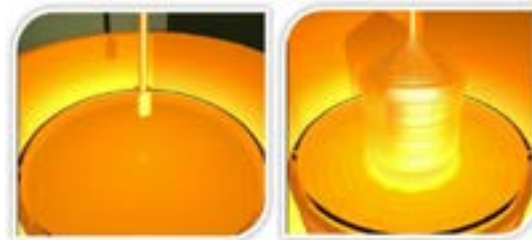


Figure 11 – Production of monocrystalline silicon ingot using the Czochralski method.

This method consumes more energy due to the need to wait for the silicon crystal to “grow” and any impurities that enter the crucible are enough to lose all the crystal that will need to be broken, melted and recrystallized again. That's why this recrystallization technique is more expensive than the polycrystalline silicon production technique. After the recrystallization process, the ingot is taken to the saw process.

### 2.2.1. Ingot saw process

For the monocrystalline process, the slicing and slicing process is also similar to the polycrystalline silicon process. Initially, the tips are removed and the cylindrical silicon crystal is thinned and the tips are cut to leave a more octagonal shape.



Figure 12 - Process of cutting the tips and thinning

Afterwards, the crystal is submitted to a set of wire saws that will slice a complete block of silicon that will produce a slightly smaller amount than that produced in the Polycrystalline silicon process.

During the sawing process, a lot of material is lost that can be reused, and this cutting “dust” can be collected to return to the initial processes.

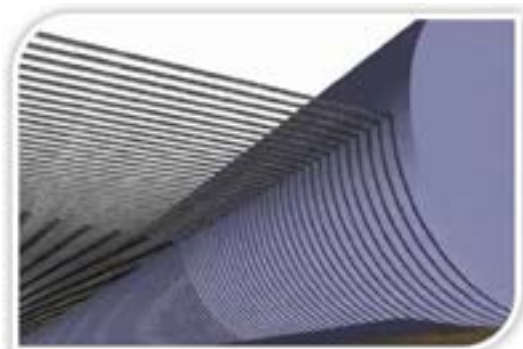


Figure 13 - Monocrystalline silicon ingot cutting process

The amount of material that effectively becomes a photovoltaic cell ends up being much smaller.

Due to the production technique, not only of the crystal, but also of the cutting of the blades, the photovoltaic cells made of monocrystalline silicon and polycrystalline silicon have remarkable differences that are visible to the naked eye.

Because monocrystalline silicon is made from a single crystal of silicon, it reflects light evenly, causing a more homogeneous coloration. Polycrystalline silicon, as the name

says, is made of several silicon crystals, when the blade is sliced for the production of the photovoltaic cell, it is possible to notice the various formations of silicon crystal, which gives an effect of “stain” in photovoltaic cells produced with polycrystalline silicon. With the naked eye it is possible to see what kind of photovoltaic cell we might have at hand.

The silicon cells will have a uniform shape, more pulling towards the dark blue, while the polycrystalline silicon photovoltaic cells will have their coloration more towards the faint blue with spots.

### Monocrystalino x Policristalino

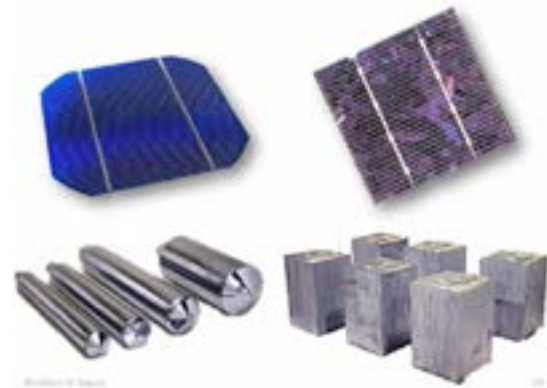


Figure 14 - Visual appearance of monocrystalline and polycrystalline cells

Some manufacturers apply tinting systems to photovoltaic cells, making them less reflective so that they capture more and reflect less solar radiation, which may cause changes in the color of photovoltaic cells and may even raise doubts about the clear identification of a monocrystalline silicon and polycrystalline.

### 3. Photovoltaic Cells Manufacturing Process

The manufacturing process of photovoltaic cells from the blades will now be presented.

The silicon crystal during its production is usually doped with the Boron (B) impurity, that is, it is already of the positive type. Therefore, for the creation of the photovoltaic cell it is necessary to do the second doping on the same



sheet, that is, one sheet receives double doping.

After the process of classification, separation and cleaning of the silicon sheets, the sheet is submitted to a phosphor gas diffusion oven (P) so that the second doping is carried out.

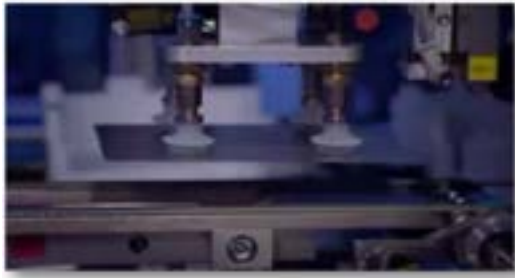


Figure 15 – Slide selection and classification process.

For insertion of the slides in the phosphor diffusion oven (P), the slides are placed in pairs, one face against the other. The instant the phosphine gas enters the photovoltaic cell, it only penetrates from one side. Thus, one side is doped with phosphorus (P) becoming the negative part, while the part that is against the other sheet remains doped with boron (B) and is the positive part.



Figure 16 - Blades in the phosphor diffusion oven (P)

After this process, the cells are taken to the machine that will metallize the blades.

### 3.1. Blade Metallization Process

This process is responsible for creating the filaments that connect the photovoltaic cells that capture the electrons that are released in the photovoltaic effect and take them from one cell to another.

On the negative side facing up, the photovoltaic cell cannot be completely filled. Therefore, a grid is made with the material composed of silver and then the blades are submitted to an oven that will melt this silver paste and make it come into contact with the phosphor inside the photovoltaic cell in order to close the connection electric.



Figure 17 – Before and after the metallization process on the blade.

On the back of the photovoltaic cell, which is the positive part, there is no need to be in contact with light, so the metallization is done with a solid oxide that covers its entire surface.

After these processes described above, the cells are ready to receive welding.

### 3.2. Interconnection of Photovoltaic Cells

A crystallized silicon photovoltaic cell generates a voltage around 0.5 volt (between 0.46 V and 0.56 V), regardless of its size.

The electric current generated, however, varies according to the area of absorption of solar radiation and, therefore, a crystallized silicon photovoltaic cell generates around 30 mA to 40 mA per square centimeter (30 mA/cm<sup>2</sup> to 40 mA /cm<sup>2</sup>).

A 15 cm X 08 cm photovoltaic cell will generate around 3.6 amps, with a voltage of



approximately 0.5 volts. Each cell will have a power of 1.8 watts, which is very little.

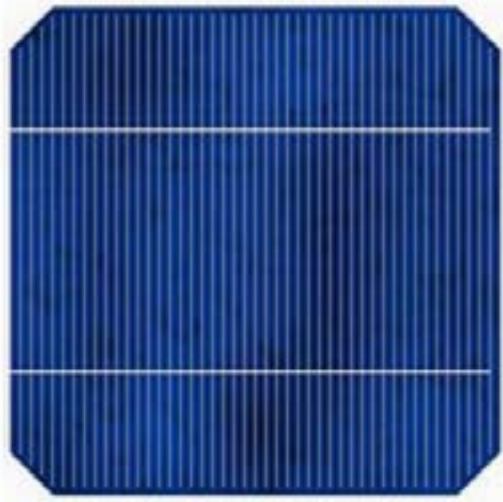


Figure 18 – 15 cm x 15 cm crystalline silicon photovoltaic cell – Source: Suniva ([www.suniva.com](http://www.suniva.com))

For the construction of a photovoltaic module, the cells will be associated, adding their electrical power. The photovoltaic cells are, most of the time, associated in series, therefore the photovoltaic modules produce the electric current of a cell, but the voltage is the result of the sum of the individual voltages of the cells in series.

The number of associated cells determines the output voltage of the photovoltaic module, as we will see later.

Crystallized silicon cells are associated in series by soldering their terminals, before laminating the photovoltaic module.

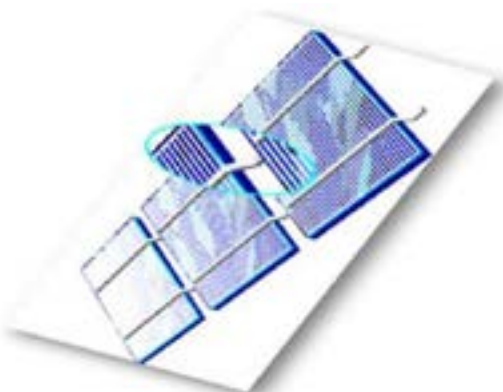


Figure 19 – Interconnection of cells in series.

The front (top) part of the cells is made of Type-N semiconductor, that is, it is negative. Using a metal sheet, the front part of one cell is welded to the rear (lower) part of the next cell, until obtaining the association of how many cells are necessary to reach the voltage of the module that will be built.

PV modules generally have four rows of cells interconnected in series until only two terminals remain: one positive and one negative, which will be attached to a connection box on the rear of the module.



Figure 20 – Connection box of a photovoltaic module – Source: Amphenol ([www.amphenol.com](http://www.amphenol.com))

This work is carried out by a machine specially built for this function. In some factories manual welding is still used, which is only possible in crystallized silicon cells.

#### Conclusion

This article briefly explained the manufacturing process of the photovoltaic cell, which is the main element for the manufacture of the photovoltaic module based on crystallized silicon. The process described in this article is the process used by the manufacturer Solar World, a German company dedicated to the manufacture and sale of photovoltaic modules. The processes described in this article were the processes used in 2016 by the aforementioned manufacturer. These processes have undergone improvements and enhancements for the implementation of new technologies with the aim of increasing the efficiency of photovoltaic modules, such as half-cell and PERC technology.

Currently, there is a great demand for more efficient photovoltaic modules. However,

only in laboratory productions is this possible and often with a high cost, which makes its commercialization unfeasible for conventional consumers.

There are photovoltaic modules with superior efficiency using other raw materials besides silicon. However, due to the high cost, we can say that the silicon-based photovoltaic module currently has the best cost/benefit ratio to be marketed and, therefore, it is the technology that the world currently consumes.

Silicon-based photovoltaic modules have several applications, whether for reducing the cost of electricity for small residential, rural, commercial and industrial consumers, to storing their energy for exclusive applications and also for electromobility, which is increasingly a growing application in Brazil and worldwide.

#### Bibliography

BLUESOL, Technical Training for Introduction to Photovoltaic Systems, 2016.

GREENPRO. Photovoltaic Energy: Manual of Technologies, Project and Installation. Available in <http://greenpro.de/po/fotovoltaico.pdf>, 2004

QUASCHNING, V. Understand Renewable Energy Systems. London: Earthscan, 2006  
CERAGIOLI, Paulo César. Photovoltaic Solar Energy Manual. 1997

BRAZILIAN ASSOCIATION OF TECHNICAL STANDARDS:

— NBR-11877: Photovoltaic Systems. Rio de Janeiro, 1991.

— NBR-11704: Photovoltaic Systems - Classification. Rio de Janeiro, 2008.

— NBR-10899: Photovoltaic Solar Energy - Terminology. Rio de Janeiro, 2006.

— NBR-11876: Photovoltaic Modules - Specification. Rio de Janeiro, 2010.



# Otimização da energia gerada no parque eólico pelo gerenciamento da esteira: revisão teórica

Jussara M. Leite Mattuella, Dra <sup>(1)</sup>  
Adriane Prisco Petry, Dra <sup>(2)</sup>

## ABSTRACT

Wind turbine wakes remain one of the most important aspects in the wind design, as they determine the reduction of generation and increase the load on the wind turbines downstream. As a result of the layout and the wind conditions of a wind farm, the energy loss of a downstream turbine can easily reach 40% in full wake conditions. On the averaged different wind directions, losses of approximately 8% are observed for onshore farms and 12% for offshore farms. Therefore, there is a continuous need to find a good wake model in order to properly plan wind power control strategies, predict the performance and understand the fatigue loads of the turbine. This paper presents the method of controlling the wind farm becomes an integral strategy of the project. This article presents a conceptual basis for the Control of the wind farm by the management of wake steering, determined from the yaw angle of the turbine nacelles, has confirmed generation gains in the downstream turbines and in the park as a whole.

Keywords — wakes, wake steering, parques eólicos, micrositing

## 1. INTRODUÇÃO

A capacidade instalada global de geração eólica *onshore* e *offshore* aumentou de 7,5 gigawatts (GW) em 1997 para 743GW em 2020. As instalações do mercado de energia eólica *onshore* atingiram 86,9GW, enquanto o mercado de energia eólica *offshore* alcançou 6,1GW no ano de 2020, segundo ano mais representativo para novas instalações eólicas, para ambas. Esse cenário foi determinado pela maturação da fonte alicerçada pelo curto tempo de execução e, principalmente, pelo declínio dos custos determinado pelo avanço tecnológico dos aerogeradores.

O consumo de eletricidade dobrou nos últimos 23 anos, com um aumento de 33% na última década [1]. A energia do vento tem um potencial técnico global equivalente a cinco vezes a produção de energia global. [2] A energia eólica tem sua demanda privilegiada consolidando-se como um dos pilares chave para mitigação das mudanças climáticas e para o alcance da sustentabilidade energética. Um dos principais desafios na otimização do projeto, operação, controle e integração de parques eólicos é a previsão de seu desempenho, devido às complexas interações entre os parques eólicos e a camada limite atmosférica. (CLA). Particularmente importante é o efeito da turbulência da CLA, uma vez que a mesma determina perdas de geração e cargas de fadiga nos em parques eólicos. Esta revisão apresenta os esforços da pesquisa e agregando pesquisa experimental, computacional e teórica com

ênfase no avanço do controle de parques eólicos para otimização da geração de energia e aumento da eficiência.

## 2. ESTEIRAS DE TURBINAS EÓLICAS EM PARQUES EÓLICOS

A potência disponível é função do layout do parque eólico e das condições do escoamento. Assim posto, a definição do micrositing/posicionamento da turbina eólica tem sido objeto de diferentes abordagens da ciência e incluem modelos matemáticos, simulações da mecânica dos fluidos computacional e análises experimentais em túnel de vento com o objetivo de obter o completo entendimento do comportamento das esteiras de turbinas eólicas em parques eólicos. [3] Uma questão importante na modelagem de parques eólicos é a interação de várias esteiras e a forma como os déficits de velocidade e turbulência criados por cada máquina se constroem e se somam em um complexo eólico. O distanciamento entre aerogeradores proposto pela indústria dá conta que para os efeitos da esteira aerodinâmica, o espaçamento seja na ordem de 5 a 7D longitudinalmente e 4D lateralmente. Pesquisas em túnel de vento mensuram de 15 a 20D para a esteira longa se dissipar. Com a limitação física e econômica dos espaços para parques eólicos, o emprego de modelos convencionais pode conduzir dois problemas principais nos parques eólicos: (i) uma turbina eólica operando na esteira de outra turbina, a qual tem uma produção de energia reduzida; e (ii) redução da vida útil dos equipamentos devido ao aumento da intensidade da turbulência [4]. Neustadter e Spera [5] encontraram uma redução de 10% na potência de saída para três turbinas separadas por 7D. Esteiras de turbinas a montante podem afetar o desempenho das turbinas a favor do vento, causando perdas de esteira tipicamente na faixa de 10-20% da energia gerada pelas turbinas não perturbadas da linha da frente.

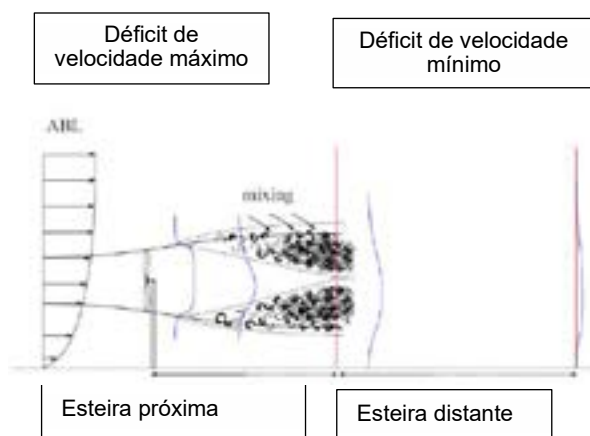
Dois fatores se impõem para a compreensão do problema: (i) otimização da área do parque eólico e do layout das turbinas para redução do custo total por unidade de energia e (ii) solução para os déficits de geração causados pelas esteiras de cada turbina.

## 3. ESTEIRAS AERODINÂMICAS

Considerando um layout com aerogeradores alinhados longitudinalmente e lateralmente, podemos afirmar que o vento à jusante de uma turbina eólica tem a velocidade reduzida e é turbulento e essa região constitui-se na esteira da turbina.

Assim, a esteira caracteriza-se por dois fenômenos físicos principais: (i) o déficit de momentum (ou velocidade), que causa uma redução na potência das turbinas a jusante (ii) o aumento do nível de turbulência, que dá origem a carregamento instável nas turbinas a jusante. À medida que o escoamento continua a jusante, essa esteira começará a se dissipar e gradualmente retornará às condições de escoamento livre. Quando uma esteira encontra a área varrida de uma turbina a favor do vento, esta turbina é considerada sombreada pela turbina que produz a esteira e seus efeitos consequentes.

A estruturação de uma esteira aerodinâmica atende duas principais regiões: esteira próxima e esteira distante de acordo com Sanderse [4], de acordo com as configurações da figura 01.



**Figura 1:** Caracterização da esteira aerodinâmica.

A esteira próxima começa logo após a turbina e se estende por aproximadamente 2–4 diâmetros do rotor ( $D$ ) à jusante. Nessa região, o escoamento é altamente influenciado pela geometria do rotor, o que leva à formação dos vórtices nas pontas das pás. Além disso, existem gradientes de pressão e velocidade axial e expansão de esteira. Existe uma região de transição, entre 2–5 diâmetros de rotor a jusante, na qual a camada cisalhamento torna-se tão espessa que atinge o eixo central da esteira. Neste ponto, a esteira próxima alcança seu final [6].

Na região de esteira distante, devido o maior afastamento da turbina, os campos são independentes da geometria do rotor e mais correlacionados com as características turbulentas do escoamento inicial, podendo ter uma extensão de até 20 diâmetros. A presença de vórtices de ponta e raiz na esteira próxima de turbinas eólicas foi amplamente demonstrada na literatura. Essas estruturas de vórtice são causadas pela diferença de pressão entre os lados de pressão e sucção da pá do rotor [7].

#### 4. CONTROLE DO PARQUE EÓLICO PELA DIREÇÃO DA ESTEIRA

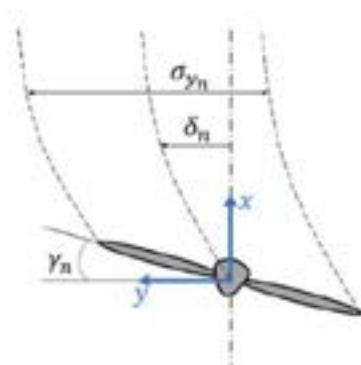
Os controles da usina eólica buscam melhorar o desempenho global da usina eólica em relação aos sistemas de controle em que cada turbina otimiza o seu desempenho individual, considerando a interação das mesmas por meio de suas esteiras. O controle do ângulo de *yaw* ou *westering* é conhecido atualmente como uma técnica promissora e eficaz para mitigar os efeitos de esteira em parques eólicos.

*Wake steering* envolve o desalinhamento intencional das posições das naceles das turbinas em relação à direção do vento, desviando as esteiras das turbinas eólicas à jusante. Embora as turbinas desalinhadas gerem menos energia, a energia total produzida pelo parque eólico pode ser aumentada como resultado das velocidades mais altas do vento experimentadas pelas turbinas à jusante. O ângulo *yaw* é o ângulo formado entre o eixo da turbina e a direção do vento de entrada [5].

Com o rotor em *yaw* um novo grau de liberdade é introduzido no controle do parque eólico, de forma que esteiras podem ser expandidas, canalizadas ou redirecionadas para melhorar as condições do escoamento para turbinas a jusante, trazendo um considerável impacto positivo tanto na magnitude,



quanto na distribuição do déficit de velocidade da esteira. A Figura 2 apresenta o movimento de guinada definido pelo ângulo de yaw do rotor.

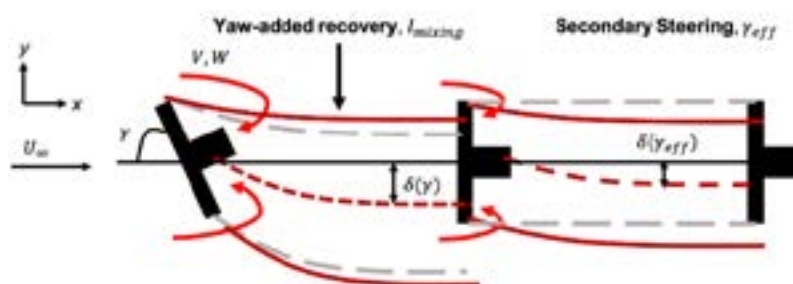


**Figura 2:** Representação do movimento de guinada, definido pelo ângulo de Yaw ( $\gamma_n$ ) do rotor no sentido horário, no plano x-y. A figura apresenta ainda a largura da esteira  $\sigma_y$  e o distanciamento da esteira à linha de eixo (deflexão da esteira),  $\delta_n$ .

O uso desse método garante que todas as turbinas dentro do parque eólico operem com uma rotação ideal, independentemente de seus ângulos de yaw ou condições de escoamento. Resultados mostram que o controle do ângulo de yaw podem atingir ganhos anuais de produção de energia de 1% a 2%, dependendo do tamanho e do projeto da planta [5].

Modelos de engenharia, ou orientados para controle, de esteiras e direção de esteira são críticos para o projeto de estratégias de controle bem-sucedidas. Pesquisas têm demonstrado que, ao implementar estratégias de controle bem projetadas é possível aumentar a produção de energia no parque eólico.

O controle de direção de esteira foi estudado usando dinâmica de fluidos computacional (CFD), experimentos de túnel de vento e experimentos de campo. Foi demonstrado que a direção de esteira aumenta a produção total de energia de um parque eólico em uma simulação empregando seis turbinas com a metodologia large-eddy simulation [9]. Além disso, Vollmer [10] empregaram LES (*Large Eddy Simulation*) para investigar o impacto de diferentes condições de estabilidade atmosférica sobre a eficácia da direção de esteira. A modelagem foi usada também para mostrar que os vórtices contrarrotativos gerados na direção de esteira afetam a interação com esteiras direcionadas não incluídas nos modelos de engenharia de última geração. Esses vórtices, observados geram efeitos adicionais, chamados de direção secundária, em que a esteira de uma turbina não dirigida é defletida lateralmente, influenciada por esteiras direcionadas de turbinas a montante [5].



**Figura 3:** Configuração do modelo que inclui os efeitos induzidos por yaw e direção da segunda esteira [8].

A Figura 3 mostra a configuração de um modelo orientado e as projeções da esteira à jusante. Duas principais modificações são adicionadas recentemente pela revisão do modelo (i) *yaw-added recovery*, o qual modifica a recuperação de esteira com base nos efeitos dos vórtices induzidos por *yaw* e (ii) a direção secundária, causada pelo impacto dos vórtices modelados nas turbinas a jusante [5].

## 5. METODOLOGIA DE CÁLCULO DO DÉFICIT DA VELOCIDADE E INTENSIDADE DE TURBULÊNCIA NA ESTEIRA

Uma variedade de abordagens analíticas, computacionais e experimentais têm sido usadas nos últimos anos para estudar a interação entre a camada limite atmosférica e as turbinas eólicas. Os modelos analíticos agregam uma base empírica e uma visão fundamental da física, uma vez que sua derivação depende da aplicação das equações básicas que regem a conservação das propriedades do escoamento (massa, momento e energia) [6].

O presente texto apresenta uma revisão baseada no modelo analítico empregado pela ferramenta **FLOW Redirection and Induction in Steady State-FLORIS** [12] para descrever a proposta de otimização e análise de controle de parque eólico.

### 5.1. Déficit de Velocidade

O modelo proposto baseia-se no modelo gaussiano introduzido em Bastankhah e Porté-Agel [13]. Abkar e Porté-Agel [14], e Niayifar e Porté-Agel [15] com a consideração do arrasto, assimetria e efeitos de direção de esteira secundários, provados em ensaios de Large Eddy Simulation, bem como de resultados de campo. O déficit de velocidade da esteira é calculado assumindo uma esteira gaussiana segundo a ferramenta FLORIS [12]. Segundo Pope, 2000, a expressão analítica para a velocidade à jusante, “ $u_G$ ”, pode ser empregada como segue equação (1) e o déficit de velocidade no centro da esteira atende a equação (2).

$$\frac{u_G(x, y, z)}{U_\infty} = 1 - C e^{-(y-y_0-\delta)^2/2\sigma_y^2} e^{-(z-z_h)^2/2\sigma_z^2} \quad (1)$$

$$C = 1 - \sqrt{1 - \frac{(\sigma_{y0}\sigma_{z0})C_T}{\sigma_y\sigma_z}} \quad (2)$$

Onde:

C - déficit de velocidade no centro da esteira;

$U_\infty$  - velocidade do escoamento livre;

$\delta$  - deflexão da esteira;

$z_h$  - altura do cubo da turbina;

$\sigma_y$  define largura da esteira na direção y;

Núcleo de Integração, Pesquisa e Inovação em Energia Eólica- $\nu\tau$ - NIEPIEE/UFRGS

$\sigma_z$  define a largura da esteira na direção z;

y - comprimento radial;

$y_0$  - coordenada do centro área varrida pela turbina;

x - coordenada paralela ao eixo axial da turbina;

$x_0$  - coordenada inicial na direção axial, representa a origem do sistema associado a cada turbina, coincidente com a posição da turbina no terreno.

“0” se refere-se aos valores iniciais, ou seja, a posição de origem da esteira distante, os qual depende da intensidade da turbulência do ambiente,  $I_0$ , e do coeficiente de empuxo, CT.

A esteira se expande em taxas diferentes. Sendo a esteira lateral ( $\sigma_y$ ) e a esteira vertical ( $\sigma_z$ ) e as distribuições de velocidade definidas nos termos das equações de (3) a (6), de acordo com Abkar e Porté-Agel [14].

$$\frac{\sigma_z}{D} = k_z \frac{(x - x_0)}{D} + \frac{\sigma_{z0}}{D} \quad \text{onde} \quad \frac{\sigma_{z0}}{D} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{u_R}{U_\infty + u_0}} \quad (3) \quad (4)$$

$$\frac{\sigma_y}{D} = k_y \frac{(x - x_0)}{D} + \frac{\sigma_{y0}}{D} \quad \text{onde} \quad \frac{\sigma_{y0}}{D} = \frac{\sigma_{y0}}{D} \cos \gamma \quad (5) \quad (6)$$

Onde

D é o diâmetro do rotor;

$u_R$  é a velocidade no rotor;

$u_0$  é a velocidade no início da esteira distante;

$k_y$  define a expansão da esteira na direção lateral;

$k_z$  define a expansão da esteira na direção vertical.

$\gamma_n$  ângulo yaw

## 5.2. Intensidade da Turbulência

De acordo com Niayifar e Porté-Agel [13], o modelo de esteira considera a turbulência gerada pela operação da turbina e a turbulência do ambiente, o qual é calculada usando a equação 07[17].

$$I^+ = 0.5a^{0.8}I^{0.1}(x/D)^{-0.32} \quad (7)$$

Onde:

I é a intensidade da turbulência ambiente;

x: distância do rotor;

D: Diâmetro do rotor.

## 5.3. Deflexão da esteira

A deflexão da esteira atende a equação (9) a (12)

$$\theta \approx \frac{0.3y}{\cos \gamma} (1 - \sqrt{1 - C_T \cos \gamma}) \quad (9)$$

A deflexão da esteira inicial,  $\delta_0$ , é então definida nos termos da equação 10.

Núcleo de Integração, Pesquisa e Inovação em Energia Eólica- $\nu\tau$ - NIEPIEE/UFRGS

$$\delta_0 = x_0 \tan \theta \quad (10)$$

Sendo a deflexão total da esteira na forma que segue.

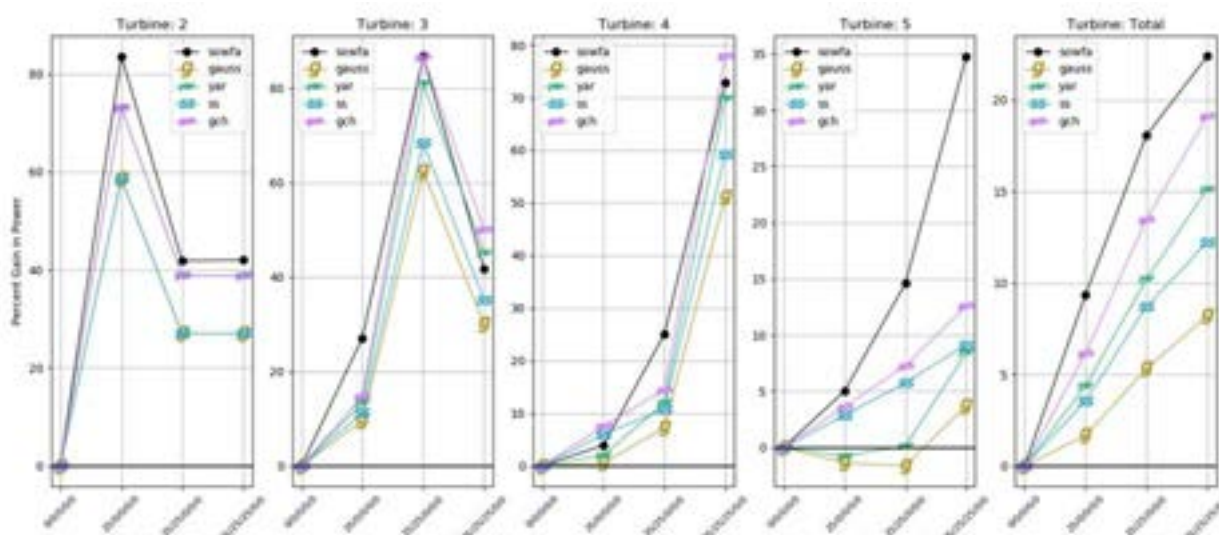
$$\delta = \delta_0 + \frac{\gamma E_0}{5.2} \sqrt{\frac{\sigma_{y0}\sigma_{z0}}{k_y k_y C_T}} \ln \left[ \frac{(1.6 + \sqrt{C_T}) \left( \sqrt[1.6]{\frac{\sigma_y \sigma_z}{\sigma_{y0} \sigma_{z0}}} - \sqrt{C_T} \right)}{(1.6 - \sqrt{C_T}) \left( \sqrt[1.6]{\frac{\sigma_y \sigma_z}{\sigma_{y0} \sigma_{z0}}} + \sqrt{C_T} \right)} \right] \quad (11)$$

Onde

$$E_0 = C_0^2 - 3e^{\frac{1}{12}} C_0 + 3e^{\frac{1}{3}} \quad (12)$$

## 6. RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS DA LITERATURA

Modelos de esteira são usados para determinar os pontos de ajuste ideais para a direção de esteira. A figura apresenta um comparativo para 5 aerogeradores



**Figura 4:** Análise dos modelos de esteira para um conjunto de cinco turbinas [5]

A figura 4 Apresenta os ganhos de potência para cada aerogerador (excluindo o aerogerador upstream-aerogerador 0) em um conjunto de cinco máquinas para uma velocidade de vento de 8 m/s e baixa intensidade de turbulência, isto é, 6%. Os resultados são observados no eixo vertical, o qual mostra a combinação dos ângulos de yaw.

Foram analisados os resultados da otimização dos ângulos yaw dos modelos Gaussiano e GCH sob condições de baixa e alta turbulência, testados no **Simulator fOr Wind Farm Applications- SOWFA**. Em uma matriz de cinco turbinas, para uma velocidade de vento de 8 m/s e 10% de intensidade de turbulência, os ângulos yaw produzidos na otimização com o modelo GCH apresentaram um ganho

maior para o simulador SOWFA (23.7%) em baixa turbulência e (14.3%) em alta turbulência). Os ganhos calculados pelo modelo GCH estão mais próximos dos ganhos no SOWFA do que o modelo Gaussiano, indicando que o modelo GCH é mais capaz de capturar os efeitos secundários das estruturas de escoamento de grande escala geradas por turbinas desalinhadas[8].

## CONCLUSÕES

1. Para mitigar as perdas de energia em parques eólicos, uma das teses que se apresenta é o desalinhamento intencional do rotor à montante como deflexão da esteira à sotavento. Em que pese isso leve a uma diminuição de potência na turbina à montante, a estratégia é compensada por um aumento da geração da turbina à jusante, o que leva a um aumento da geração do parque. O controle de direção de esteira também diminui a intermitência da produção de energia;
2. A pesquisa aponta uma consistente direção para o equacionamento das esteiras aerodinâmicas nos parques eólicos, com o emprego da wake steering, a partir do controle de yaw dos aerogeradores, avançando além destas, para a otimização do layout. A proposta em questão considera o parque como um sistema de controle ativo das turbinas com base no ângulo yaw, permitindo o gerenciamento da planta de modo a garantir maior eficiência da mesma;
3. Para um espaçamento de cinco diâmetros de rotor e uma intensidade de turbulência de 10%, desvios de yaw para direções de vento variáveis produziram um ganho de energia equivalente a 3,24% das perdas de esteira recuperadas, em comparação com 1,42% de perdas de esteira recuperadas com desvios de yaw otimizados para direções de vento [8];
4. Estudos experimentais em túnel de vento, bem como análise da metodologia proposta empregando CFD (Computational Fluid Dynamics) estão em desenvolvimento nas linhas de pesquisa do NIEPIEE (Núcleo de Integração de Estudos, Pesquisa e Inovação em Energia Eólica da UFRGS).

**Resultados para esteira com ângulo de Yaw zero foram publicados nos seguintes trabalhos:**

- Fleck GD. Simulação de grandes escalas para análise numérica da esteira aerodinâmica da turbina eólica NREL UAE Phase VI [master's thesis]. Porto Alegre: Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica Escola de Engenharia. Universidade Federal do Rio Grande do Sul; 2012. Available from: <http://hdl.handle.net/10183/60727>



- Mattuella JML, Loredou-Souza AM, Oliveria MGK, Petry AP. Wind tunnel experimental analysis of a complex terrain micro-siting. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. Feb 2016;54:110-119. Available from: <https://doi.org/10.1016/j.rser.2015.09.088>.
- Radünz WC, Mattuella JML, Petry AP. Wind resource mapping and energy estimation in complex terrain: a framework based on field observations and computational fluid dynamics. *Renewable Energy*. Jun 2020;152:494-515. Available from: <https://doi.org/10.1016/j.renene.2020.01.014>
- Pereira MVR. Impacto da altura de aerogeradores sobre a velocidade do vento, energia, efeito de esteira e intensidade de turbulência: estudos de caso em três projetos eólicos localizados no Brasil. [master's thesis]. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica; 2016. Available from: <http://hdl.handle.net/10183/134892>
- Scherer CT. Estudo experimental da deflexão da esteira aerodinâmica à sotavento de aerogeradores desalinhados com o vento incidente. [master's thesis]. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica; 2018. Available from: <http://hdl.handle.net/10183/193413>
- Zúñiga Inestroza MA. Influência da turbulência atmosférica na esteira aerodinâmica de turbinas eólicas: estudo experimental em túnel de vento. [master's thesis]. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica; 2017. Available from: <http://hdl.handle.net/10183/165631>

## REFERÊNCIAS

- [1] International Energy Agency – IEA. Global energy review 2021. 2021 [cited 2021 Jul 24]. Available from: <https://www.iea.org/reports/global-energy-review-2021>
- [2] IRENA, RETHinking Energy 2017: Accelerating the global energy transformation. International Renewable Energy Agency, Abu Dhabi, 2017. [cited 2021 Jul 24]. Available from: <https://www.irena.org/publications/2017/jan/rethinking-energy-2017-accelerating-the-global-energy-transformation>
- [3] Mattuella JML, Loredou-Souza AM, Oliveria MGK, Petry AP. Wind tunnel experimental analysis of a complex terrain micro-siting. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. Feb 2016. [cited 2021 Jul 24];54:110-119. Available from: <https://doi.org/10.1016/j.rser.2015.09.088>
- [4] Sanderse B. Aerodynamics of wind turbine wakes: literature review. Energy Research Centre of the Netherlands. 2009 [cited 2021 Jul 24]:1-46. Available from: [https://www.researchgate.net/publication/242726502\\_Aerodynamics\\_of\\_wind\\_turbine\\_wakes\\_Literature\\_review#pf2b](https://www.researchgate.net/publication/242726502_Aerodynamics_of_wind_turbine_wakes_Literature_review#pf2b).
- [5] Neustadter HE, Spera DA. Method for evaluating wind turbine wake effects on windfarm performance. *Journal of Solar Energy Engineering*. 1985 [cited 2021 Jul 24];107(3):240–243 Available from: <https://doi.org/10.1115/1.3267685>
- [6] Göçmenn T, van der Laan P, Réthoré PE, Pena Diaz, A et al. Wind turbine wake models developed at the technical university of Denmark: A review. *Renewable and Sustainable Energy*

- Reviews. 2016 [cited 2021 Jul 24]:60(C);752-769. Available from: [DOI: 10.1016/j.rser.2016.01.113](https://doi.org/10.1016/j.rser.2016.01.113)
- [7] Anderson, M B, Milborrow, D J, and Ross, J N. Performance and wake measurements on a 3 m diameter horizontal axis wind turbine. Comparison of theory, wind tunnel and field test data. United Kingdom: N. p., 1982. [cited 2021 Jul 24]. Available from: <https://www.osti.gov/etdeweb/biblio/5188444>
- [8] Fleming P, King J, Bay CJ, Simley E, Mudafort R, Hamilton N et al. Overview of FLORIS updates, Journal of Physics: Conference Series. 2020 Sep [cited 2021 Jul 24];1618(2). Available from: [doi:10.1088/1742-6596/1618/2/022028](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1618/2/022028).
- [9] Gebraad, PMO, Teeuwisse, FW, van Wingerden JW, Fleming, PA, Ruben, SD, Marden, JR et al. Wind plant power optimization through yaw control using a parametric model for wake effects – a CFD simulation study. Wind Energy. 2016 [cited 2021 Jul 24];19:95–114. Available from: <https://doi.org/10.1002/we.1822>.
- [10] Vollmer L, Steinfeld G, Heinemann D, Kühn M. Estimating the wake deflection downstream of a wind turbine in different atmospheric stabilities: an LES study. Wind Energy Science [Internet]. 2016 Sep 13 [cited 2021 Jul 24];1(2):129–141. Available from: <https://doi.org/10.5194/wes-1-129-2016>.
- [11] King J, Fleming P, King R, Martínez-Tossas LA, Bay CJ, Mudafort R et al. Control-oriented model for secondary effects of wake steering. Wind Energy Science. 2021 [cited 2021 Jul 24];6:701–714. Available from: <https://doi.org/10.5194/wes-6-701-2021>.
- [12] NREL: FLORIS. Version 1.1.4. 2019 [cited 2020 Dec]. Available from: <https://github.com/NREL/floris>.
- [13] Bastankhah, M. and Porté-Agel, F.: Experimental and theoretical study of wind turbine wakes in yawed conditions, Journal of Fluid Mechanics. Nov 2016 [cited 2021 Jul 24];806:506-541. Available from: [DOI:10.1017/jfm.2016.595](https://doi.org/10.1017/jfm.2016.595).
- [14] Abkar M, Porté-Agel, F. Influence of atmospheric stability on wind-turbine wakes: a large-eddy simulation study. Physics of Fluids. 2015 [cited 2021 Jul 24];27(3). Available from: <https://doi.org/10.1063/1.4913695>.
- [15] Niayifar A, Porté-Agel F. A new analytical model for wind farm power prediction. Journal of Physics: Conference Series. Jun 2015 [cited 2021 Jul 24];625:9-11. Available from: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/625/1/012039>.
- [16] Pope SB. Turbulent flows. Cambridge: Cambridge University Press; 2000.
- [17] Crespo A, Hernández J, Frandsen S. Survey of modeling methods for wind turbine wakes and wind farms. Wind Energy. Jan-Mar 1999 [cited 2021 Jul 24]; 2(1):1–24. Available from: [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1099-1824\(199901/03\)2:1<1::AID-WE16>3.0.CO;2-7](https://doi.org/10.1002/(SICI)1099-1824(199901/03)2:1<1::AID-WE16>3.0.CO;2-7)



# O uso de líquidos iônicos para o aumento da condutividade elétrica em baterias: uma revisão crítica

The use of ionic liquids to increase electrical conductivity in batteries: a critical review

C.A. Ferasso <sup>(1)</sup>  
J.D. Oliveira <sup>(2)</sup>  
L.Schaeffer <sup>(3)</sup>  
F.M.Siviero <sup>(4)</sup>  
L. Calabria <sup>(5)</sup>  
C. Pandolfi <sup>(6)</sup>

## ABSTRACT

The search for new energy storage device technologies and improvements to existing ones due to the diversification of the energy grid and energy efficiency, they encourage research and work in the area of electrical conductivity. Ionic liquid experiments on electrolytes resulted in an increase in conductivity, and the best performance in defined ranges. Showing to be a way for a new generation of batteries and capacitors.

**Palavras-chave:** batteries, ionic liquids, electrical conductivity, renewable energy, efficiency

## INTRODUÇÃO

A diversificação da malha energética devido à evolução humana e novas tecnologias que utilizam energia para seu funcionamento, teve como incremento a geração de energias limpas. O aumento dos indicadores na geração de energia renovável e sustentável nos países em desenvolvimento e desenvolvidos é significativo. Por isso, o estudo das possibilidades de armazenadores de energia se faz necessário, em particular tecnologias de baterias. Na última década, a produção e consumo de dispositivos que armazenam energia como pilhas e baterias teve um crescimento significativo. A busca por novas tecnologias e materiais que resultam numa combinação ideal das espécies é crescente. Muitos trabalhos estão sendo realizados, como pesquisas, testes relacionados a materiais que armazenam e ou produzam energia. O cenário mundial está focado em métodos e soluções para armazenar energia. [1]

(1) Prof.Ms.; FSG – Centro Universitário, Brasil, [clauber.ferasso@fsg.edu.br](mailto:clauber.ferasso@fsg.edu.br)

(2) Prof. Dr.; FSG – Centro Universitário, Brasil, [jeferson.oliveira@fsg.edu.br](mailto:jeferson.oliveira@fsg.edu.br)

(3) Prof. Dr.; UFRGS- Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, [schaefer@ufrgs.br](mailto:schaefer@ufrgs.br)

(4) Profa. Ma.; FSG – Centro Universitário, Brasil, [flavia.siviero@fsg.edu.br](mailto:flavia.siviero@fsg.edu.br)

(5) Profa. Dra.; FSG – Centro Universitário, Brasil, [luciane.calabria@fsg.edu.br](mailto:luciane.calabria@fsg.edu.br)

(6) Prof. Dr.; FSG – Centro Universitário, Brasil, [cesar.pandolfi@fsg.edu.br](mailto:cesar.pandolfi@fsg.edu.br)

Ao longo do tempo, a produção de energia limpa do tipo solar, eólica e térmica vem crescendo. Numa visão geral, esse tipo de energia traz benefícios ambientais e sociais, por isso um dos assuntos relevantes para trabalhos de pesquisa é como armazenar energia para utilização posterior a sua geração. A eficiência de produção de energia através de painéis fotovoltaicos, por exemplo, depende da quantidade de irradiação solar disponível. Essa variável pode ser facilmente alterada por mudanças climáticas. Na mesma linha, a energia gerada durante o dia precisa ser armazenada para que seja utilizada durante a noite, surgindo a necessidade do uso de baterias.

Como a condutividade elétrica representa um fator importante a ser considerado, o uso de líquidos iônicos LIs em eletrólitos tem se mostrado uma opção muito atrativa para aumentar a eficiência dos dispositivos de

Como a condutividade elétrica representa um fator importante a ser considerado, o uso de líquidos iônicos LIs em eletrólitos tem se mostrado uma opção muito atrativa para aumentar a eficiência dos dispositivos de armazenamento de energia. Este estudo tem como objetivo apresentar os principais aspectos relacionados ao uso de líquidos iônicos em baterias, incluindo a análise dos efeitos de suas propriedades físico-químicas e estabilidade térmica.

## 1. ARMAZENADORES DE ENERGIA

O caminho para fontes alternativas de energia limpa competitivas até 2050, estimula novos pesquisa sobre o desenvolvimento de tecnologias avançadas em sistemas de armazenamento de energia que podem reduzir significativamente a emissão de gases de efeito estufa. Baterias de íon de lítio recarregáveis (LIBs) são consideradas como o coração desta tecnologia avançada, eles estão no mercado desde 1991 devido à sua alta densidade de energia, até 250 Wh / kg ou até 800 Wh / L. Para a revolução deles a eletrônica portátil, os LIBs foram reconhecidos pelo Prêmio Nobel em 2019 [02][03]. LIBs são endo usado todos os dias em nossas vidas diárias, em dispositivos eletrônicos portáteis, veículos híbridos, aeroespacial, etc [04][05].

A Figura 1 representa o progresso do mercado de baterias recarregáveis como sistema de armazenamento de energia de 2005 a 2030. Aproximadamente 2005, as tecnologias de bateria foram dominadas por baterias de chumbo-ácido (Pb-ácido), produziram mais de 80% da produção de energia (GWh). Essas baterias de Pb-ácido podem ainda produzirá mais de 60% da energia em 2020 de forma moderada. É esperado que as LIBs tornarão uma das tecnologias mais dominantes, até 2030, na produção de energia e terá a capacidade de produzir mais de 50% da energia [06][07].

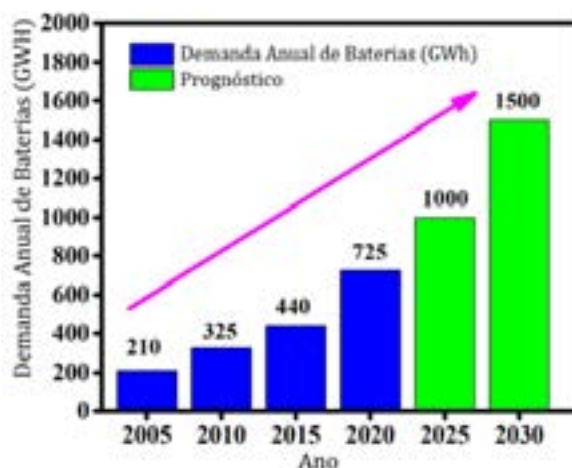


Figura 1: Progressão das baterias recarregáveis do ano 2005 até 2030. Adaptado de [08].

A escolha do eletrólito para uma bateria é crucial para garantir a formação de um condutor uniforme, flexível e altamente iônico conhecida como camada de eletrólito sólida (SEI), que pode suportar as condições extremas que ocorrem na interface de metal do Litio. Entre as várias soluções propostas, eletrólitos baseados em líquidos iônicos (LIs) são capazes de formar uma interfase com tais propriedades [09][10]. Além disso, eles apresentam baixa inflamabilidade, baixa volatilidade e condutividade iônica relativamente alta [11][12]. Estudos recentes de bis (trifluorometanossulfonil) imida (TFSI) - LIs à base de bis (fluorossulfonil) imida (FSI) mostraram-se eficientes Comportamento de decapagem / revestimento de Li [13,14].

## 2. LÍQUIDOS IÔNICOS

Os LIs, conhecidos como sais fundidos à temperatura ambiente, são uma classe única de material, consistem em cátions orgânicos e ânions inorgânicos/orgânicos [15][16]. Vale ressaltar que as forças eletrostáticas dos íons podem ser enfraquecidas e blindadas através da separação dos grandes íons moleculares em um LI, diminuindo assim os pontos de fusão. Os LIs têm valor de aplicação em diversas áreas, como solventes de síntese orgânica, sensoriamento químico, biociência, química verde e o armazenamento promissor de sistemas de armazenamento de energia. Tais substâncias, podem ser utilizadas em diferentes áreas de conhecimento. Michael Faraday, importante nome dentro da eletricidade, tendo seu nome como unidade de Capacitância, foi um dos pioneiros a utilizar LIs na eletroquímica [17][18]. O primeiro LI sintetizado foi descoberto em 1888 e apresentou ponto de fusão a 54°C. Após 30 anos de estudos, o ponto de fusão diminuiu para 12,5°C. A característica de baixo ponto de fusão dos LI apresenta uma variação de compostos desconhecidos, fomentando intenso estudos nesta área [19]. Entretanto, o uso da palavra fundido é associado a imagens dos processos de alta temperatura, os quais são altamente corrosivos e difíceis de projetar. Os LI não têm potencial para se coordenarem, apresentam temperaturas de fusão muito baixas e se apresentam no estado líquido à temperatura ambiente [20]. As principais propriedades dos LI estão relacionadas com a elevada condutividade iônica, sem inflamabilidade, potencial sem oxidação ou redução, baixa variação térmica, entre outras. A estabilidade química, associada a pressão de vapor desprezível e característica eletroquímica, proporcionam aos LIs expressivos potenciais elétricos, com baixa capacidade de gerar gases [21].

A pesquisa para novos conhecimentos sobre suas propriedades físicas e químicas necessita ser intensa e o grande número de diferentes combinações de cátions e ânions intensifica o problema. Propriedades como ponto de fusão, densidade, condutividade iônica e miscibilidade em água podem ser adaptadas pela oscilação dos cátions e ânions para se encontrar um solvente com propriedades físico-químicas requeridas para determinada aplicação [20]. Normalmente os LIs são incolores, com baixa viscosidade e não são voláteis. Esta propriedade química é relevante para rotas físicas de obtenção de nanopartículas metálicas. Sua produção não requer muita complexidade, são ótimos solventes para compostos orgânicos e inorgânicos e normalmente são utilizados como solventes em reações catalíticas [22][23]. Durante os últimos anos, pesquisas sobre LI estão sendo realizadas, buscando processos químicos ambientalmente mais limpos e tendo como uma das preocupações a substituição de solventes orgânicos que, geralmente, são bastante voláteis e nocivos. Exemplo disto é a pesquisa de Trombetta et al. [19] que apresenta eletrólitos à base de LI para aplicação em capacitores eletrolíticos.

Os LI's geralmente possuem um ponto de fusão abaixo de 100 C. A maioria desses sais são orgânicos com uma grande diversidade de designabilidade. Normalmente, estes sais fundidos são compostos de um cátion orgânico assimétrico (piridínio (PY), pirrolidínio (PYR), imidazólio (Im), sulfônio, amônio, etc.) [23,24,25]. Além disso, exibem propriedades únicas e notáveis, como pressão de vapor muito baixa, não-volatilidade, alta condutividade iônica ( $10^{-3}$ – $10^{-2}$  S cm<sup>-1</sup>), alta voltagem eletroquímica (até 5 ou 6 V) e térmica estabilidade com uma ampla faixa de temperatura [26]. A combinação cátions-ânions pode também ser escolhido individualmente para ajustar as propriedades físico-químicas, como ponto de fusão, condutividade iônica, densidade, índice de refração, solubilidade, viscosidade, para LIs. Devido a essas propriedades excepcionais e únicas, os LIs são tema de muitas pesquisas avançadas como uma nova classe de eletrólitos para baterias de íons de lítio e supercapacitores [27]

### 2.1 HISTÓRICO ACERCA DE ESTUDOS DE LÍQUIDOS IÔNICOS

A Figura 2 mostra que quase 71.000 artigos de pesquisa já foram publicados nos últimos dez anos a partir de 2010 a maio de 2021 com o tema relativo a líquidos iônicos (todos os dados são registrados do “Scopus” até 22 de maio de 2021 [8][28]. A condutividade iônica com líquidos iônicos à temperatura ambiente é um dos principais desafios para aplicações de mercado. Uma visão geral das pesquisas recentes sobre diferentes tipos de eletrólitos a base de LI, suas vantagens e desafios para a bateria de íons de lítio e aplicações de supercapacitor foram discutidas. Além disso, o escopo futuro de pesquisa em eletrólitos com LIs para a próxima geração de dispositivos armazenadores de energia.



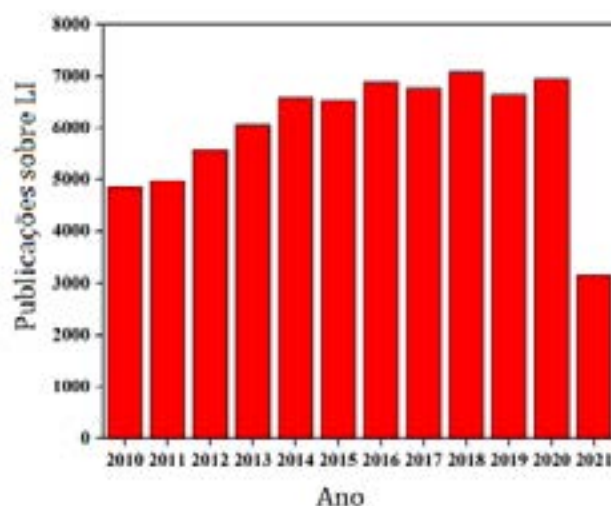


Figura 2: Publicações até maio de 2021 com referência a LIs. Adaptado de [08].

## 2.2 LÍQUIDOS IÔNICOS PARA USO EM BATERIAS

Líquidos iônicos à temperatura ambiente têm atraído a atenção como eletrólitos em baterias, entre elas as de íon de lítio [29], em células de combustível [30], proporcionando uma alta densidade de energia em supercapacitores, visto que não são voláteis e não inflamáveis e possuem estabilidade eletroquímicas. Devido ao fator físico-químico favorável e propriedades eletroquímicas do imidazólio, piperidínio, e líquidos iônicos à base de pirrolidínio, [30][31]. Os líquidos iônicos com base nos grupos de cadeias laterais de alcóxialquil ou substituintes fluoroalquil tipicamente têm menos viscosidade em comparação com líquidos iônicos dialquil substituídos [33], enquanto a massa molecular dos líquidos iônicos correspondentes é minimamente alterada devido a esses substituintes. Além disso, o elétron retirando substituintes alcóxialquil e fluoroalquil, devido ao seu efeito de redução de energia [34][35], seria esperado para mostrar aumento moderado nos potenciais de oxidação devido o eletrólito e líquido iônico, que complementaríamos os cátodos CF<sub>x</sub> com ótimas faixas de tensão [36].

A Tabela 1 lista os valores de condutividade iônica de eletrólitos a base de líquidos iônicos. Os líquidos iônicos puros mostram valores de condutividade iônica moderadamente mais altos na faixa de 3 a 5 mS cm<sup>-1</sup>. Em geral, quando misturado com 0,5 M de sal de lítio, a condutividade de líquidos iônicos diminui devido a um aumento na viscosidade.

Tabela 1: Condutividade iônica de eletrólitos a base de LI

Líquido iônico	Condutividade LI puro (mS cm <sup>-1</sup> )	Condutividade com 0,5 de sal de lítio (mS cm <sup>-1</sup> )
MEOMIM-BF <sub>4</sub>	2.9	1.8*
MEOMPYR-BF <sub>4</sub>	3.8	2.8*
MEOMIM-TFSI	4.1	2.3
MEOMPYR-TFSI	4.4	2.2
MFEIM-TFSI	4.3	2.5
MFEPYR-TFSI	3.0	1.3

Fonte: Madria et al., 2013.

## 2.3 CARACTERÍSTICAS E TIPOS DE LÍQUIDOS IÔNICOS

Existem inúmeros tipos de LI. Estudos demonstraram que LI derivados do 1-n-butil-3-metilimidazólio, são um meio excelente para a síntese e estabilização de nanopartículas de metais de transição. Esses LI produzem uma blindagem eletrônica em torno das nanopartículas, evitando sua agregação e decomposição. Desta forma, nenhuma molécula extra ou solvente orgânico é necessário para estabilizá-las, devido aos LI possuírem uma estrutura polimérica formada por interações fracas [37].

Uma das características relevantes de LI é a tensão anódica e catódica. A Figura 3 relata os resultados

provenientes da varredura dessas tensões realizadas em misturas LiTFSI-PYR13TFSI-PYR13FSI selecionadas em fração molar diferente do Li<sup>+</sup> [38]. Todos os potenciais são dados em relação ao par redox Li / Li<sup>+</sup> [39]. A adição de sal de lítio (traços azuis e vermelhos) resulta em aumento progressivo da corrente densidade acima de 4 V (não observada na mistura livre de LiTFSI), mesmo se um pouco baixa valores, por exemplo, abaixo de 30 A cm<sup>-2</sup>, do fluxo de corrente residual são detectados até 4,5 V [40][41]. Isso problema foi provavelmente dirigido a impurezas, provenientes de LiTFSI, capaz de catalisar a oxidação dos ânions (TFSI e FSI). Voltametrias cíclicas repetidas, executado em células Li / 0.1LiTFSI-0.3PYR13TFSI-0.6PYR13FSI / carbono dentro da faixa de tensão de 3,0-5,0 V, evidenciou a redução acentuada na densidade do fluxo de corrente residual (abaixo de apenas alguns A cm<sup>-2</sup> até 4,5 V), mesmo no primeiro ciclo, conforme apresentado no gráfico da Figura 7 [42]. Isso indica a irreversibilidade dos processos de oxidação que ocorrem durante a primeira varredura anódica em conjunto com o consumo muito rápido de impurezas, portanto apoiando para uma boa estabilidade das misturas de eletrólitos LiTFSI-PYR13TFSI-PYR13FSI para a oxidação até 4,5 V.

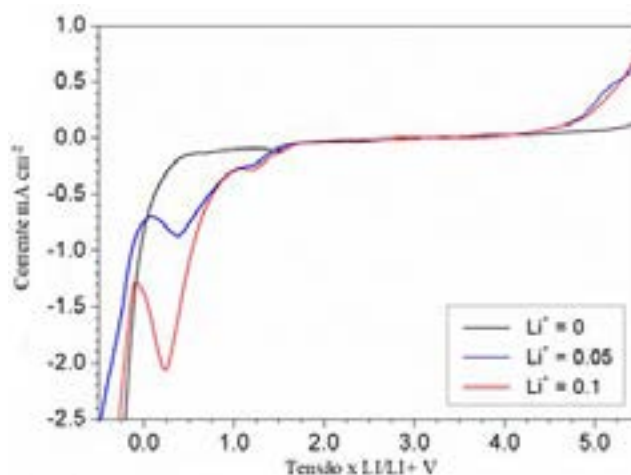


Figura 3: Faixa de tensão de Li (x) LiTFSI- (y) PYR13TFSI- (1-xy) Misturas de líquidos iônicos PYR13FSI a 20°C. Taxa de varredura: 5 mV. Adaptado de [35].

Já com relação à condutividade, na Figura 4 são apresentados os valores para com misturas de LiBF<sub>4</sub> e BMIMTf puro e BMIMTFSI. A condutividade elétrica aumenta com o aumento da temperatura para todos os compostos analisados, o de menor condutividade foi o BMIMBF<sub>4</sub> +3 mols/kg

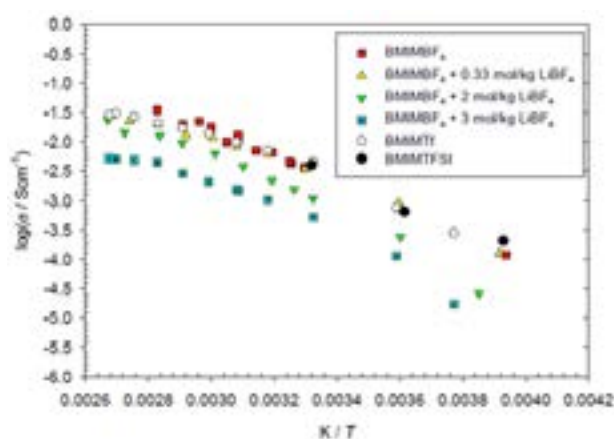


Figura 4: Condutividade do BMIMBF<sub>4</sub> + LiBF<sub>4</sub> em função da temperatura. As condutividades puras do BMIMTFSI, BMIMTf, e BMIMBF<sub>4</sub> são mostradas para comparação. Adaptado[50].

A Figura 5 mostra a dependência da condutividade iônica ( $\sigma$ ) dos eletrólitos BMI.BF<sub>4</sub> em diferentes frações molares de BMI.BF<sub>4</sub> (X BMI.BF<sub>4</sub>), no intervalo de 30 a 70 °C. A condutividade do líquido iônico mostra a forte atração eletrostática entre os cátions BMI<sup>+</sup> e os ânions BF<sub>4</sub><sup>-</sup>, o que, combinado com a alta viscosidade, dificulta a auto-dissociação. Portanto, dependendo do uso, é conveniente adicionar um

solvente com alta permissividade, para promover maior dissociação e reduzir a viscosidade da solução, facilitando o transporte de carga em resposta a um campo elétrico [43][44].

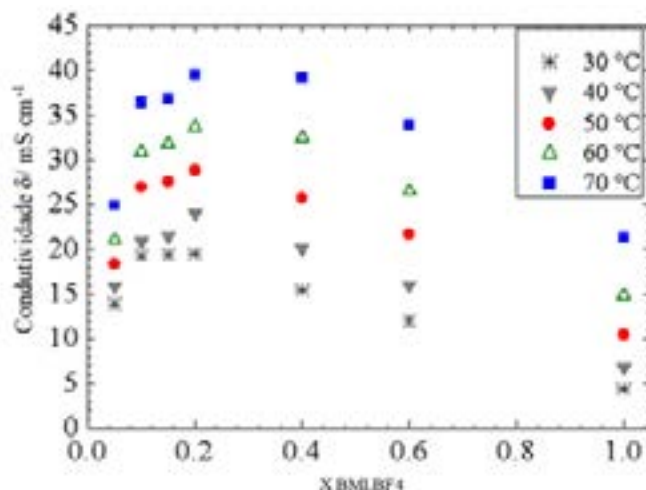


Figura 5: Condutividade iônica do BMI.BF4 a 30-70°C. Adaptado de [47]

A condutividade iônica depende da fração molar do LI BMI.BF4 ( $x_{\text{BMI.BF4}}$ ), sendo que uma pequena quantidade de líquido iônico BMI.BF4 pode aumentar a condutividade iônica dos eletrólitos. As frações de 0,10, 0,15, 0,20 e 0,40 de  $x_{\text{BMI.BF4}}$  apresentam maior condutividade iônica, de  $40 \text{ mS cm}^{-1}$  a  $70 \text{ °C}$ . Isso pode ser atribuído ao BMI.BF4 como a quebra de interações coulombicas, com a consequente solvatação e um aumento na dissociação do IMC e  $\text{BF}_4^-$  [45].

Os valores de condutividade iônica não estão relacionados apenas com a viscosidade, mas também com o íon-íon, íon-solvente e interações solvente-solvente[46]. Além disso, a viscosidade da mistura diminui consideravelmente, dentro de uma ampla faixa de temperatura. O aumento da condutividade iônica relacionada a variação de temperatura pode ser atribuído a diminuição da viscosidade, melhorando a mobilidade iônica, pois o grau de dissociação não é significativamente influenciado pela temperatura [47].

Os valores de condutividade iônica do líquido iônico 1-butil-3-metilimidazólio, eletrólitos de BMI.BF4 em diferentes concentrações e em uma ampla faixa de temperatura foram determinados. Os resultados são discutidos em termos de interações entre os cátions e ânions do líquido iônico e o solvente orgânico. A dependência de temperatura da condutividade iônica para BMI.BF4, bem como soluções contendo BMI.BF4 como eletrólitos, na faixa de temperatura de 248-358 K a maior condutividade iônica foi de  $42 \text{ mS cm}^{-1}$  obtida com uma solução de BMI.BF4 em uma fração molar de 0,50 (358 K) devido à alta mobilidade iônica. A concentração micelar crítica de  $0,1 \text{ mol L}^{-1}$  determinado através da condutividade iônica indica que o BMI.BF4 se comporta como um eletrólito fraco acima deste valor. Os resultados obtidos indicam que soluções binárias baseadas no BMI.BF4 sendo positivos em testes nas aplicações como capacitores e baterias [48][49].

## CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos com o uso de líquidos iônicos em armazenadores de energia relatados na literatura, pode-se observar que demonstram relevância quanto a maior condutividade iônica em determinadas condições de temperatura e concentração. A implementação dos líquidos iônicos vem se destacando, com base nos tipos e características, demonstrando ser um fator potencializador na eficiência e operabilidade de baterias e capacitores. Indicando compor determinados tipos de eletrólitos em novas gerações de baterias e capacitores.

## REFERÊNCIAS

- [01] HALLETT, J. P., WELTON, T. Room-temperature ionic liquid: solvents for synthesis and catalysis. *Chemical Reviews*, vol. 111, no. 5, pp. 3508–3576, 2011.
- [02] GONÇALVES, H.M.R.; PEREIRA, R.F.P.; LEPLEUX, E.; PACHECO, L.; VALENTE, A.J.M.; DUARTE, A.J.; DE ZEA BERMUDEZ, V. Non-Newtonian Thermosensitive Nanofluid Based on Carbon Dots Functionalized with Ionic Liquids. *Small* 2020, 16.
- [03] GALOS, J.; PATTARAKUNNAN, K.; BEST, A.S.; KYRATZIS, I.L.; WANG, C.; MOURITZ, A.P. Energy Storage Structural Composites with Integrated Lithium-Ion Batteries: A Review. *Adv. Mater. Technol.* 2021.
- [04] INOUE, T.; MUKAI, K. Are all-solid-state lithium-ion batteries really safe? - Verification by differential scanning calorimetry with an all-inclusive microcell. *ACS Appl. Mater. Interfaces* 2017, 9, 1507–1515.
- [05] BARTSCH, T.; STRAUSS, F.; HATSUKADE, T.; SCHIELE, A.; KIM, A.Y.; HARTMANN, P.; JANEK, J.; BREZESINSKI, T. Gas Evolution in All-Solid-State Battery Cells. *ACS Energy Lett.* 2018, 3, 2539–2543.
- [06] WANG, H., LIANG, Y., GONG, M., LI Y., CHANG, W., MEFFORD, T., DAI, H. An ultrafast nickel–iron battery from strongly coupled inorganic nanoparticle/nanocarbon hybrid materials. *Nature Communications*, v. 3, n. 917, 2012.
- [07] WANG, H.; LIU, S.; HUANG, K.; YIN, X.; PENG, S. BMIMBFF4 Ionic Liquid Mixtures Electrolyte for Li-ion Batteries. *International Journal of Electrochemical Science*, v. 7, pag. 1688-1698, 2012a.
- [08] DUPONT, J., EBERLIN, N. M., CONSORTI, S. C., SANTOS, S. L. The role of ionic liquids in co-catalysis of Baylis-Hillman reaction: interception of supramolecular species via electrospray ionization mass spectrometry. *Journal of Physical Organic Chemistry*, v. 19, p. 731-736, 2006.
- [09] CALABRIA, L. Estudo da Interface de Sistemas Automontados Utilizando Materias Híbridos Si/Au Líquidos Iônicos. Tese Doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, UFRGS, 2019.
- [10] RAY, A., SARUHAN, B. Application of Ionic Liquids for Batteries and Supercapacitors. *Materials*, v. 14, 2942, 2021.
- [11] BREHM, M, THOMAS, M., GEHRKE, S., KIRCHNER, B. TRAVIS—A free analyzer for trajectories from molecular simulation, *J. Chem. Phys.* 2020, 152, 164105
- [12] PILLOT, C. Micro hybrid, HEV, P-HEV and EV market 2012–2025 impact on the battery business. In *Proceedings of the World Electric Vehicle Symposium and Exhibition (EVS27)*, Barcelona, Spain, 17–20 November 2013; pp. 1–6.
- [13] GRANDE, L., VON ZAMORY, J., KOCH, S.L., KALHOFF, J., PAILLARD, E., PASSERINI, S. *ACS Appl. Mater. Interfaces* 2015, 7, 5950.
- [14] YOON, H., LANE, G.H., SHEKIBI, Y., HOWLETT, P.C., FORSYTH, M., BEST, A.S., MACFARLANE, D.R. *Energy Environ. Sci.* 2013, 6, 979.
- [15] SOUZA, R.F., PADILHA, J.C, GONÇALVES, R.S., DUPONT, J. Room temperature dialkylimidazolium ionic liquid-based fuel cells. *Electrochem. Commun.* 5 (2003) 728e731.
- [16] BRENNECKE, J. F.; MAGINN, E. J. Ionic liquids: Innovative fluids for chemical processing. *AIChE Journal*, v. 47, p. 2384, 2001.
- [17] SAKAEBE, H.; MATSUMOTO, H. N-Methyl-N-propylpiperidinium bis (trifluoromethanesulfonyl) imide (PP13–TFSI) – novel electrolyte base for Li battery. *Electrochemistry Communications*, v. 5, p. 594-598, 2003.
- [18] BEST, A. S.; BHATT, A. I.; HOLLENKAMP, A. F. Ionic Liquids with the Bis(fluorosulfonyl)imide Anion: Electrochemical Properties and Applications in Battery Technology. *Journal of The Electrochemical Society*, v. 157, 2010.
- [19] TROMBETTA, F. Eletrólitos à Base de Líquido Iônico Tetrafluoroborato de 1-Butil-3-Metilimidazólio para a Aplicação em Capacitores Eletrolítico de Alumínio. Dissertação de Mestrado.

Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

[20] MORENO, M., SIMONETTI, E. APPETECCHI, G.B., CAREWSKA, M., MONTANINO, M., KIM, LOEFFLER, N. PASSERINI, S. Ionic Liquid Electrolytes for Safer Lithium Batteries. *J. Electrochem. Soc.* 2017, 164, A6026.

[21] DUFFNER, F.; KRONEMEYER, N.; TÜBKE, J.; LEKER, J.; WINTER, M.; SCHMUCH, R. Post-lithium-ion battery cell production and its compatibility with lithium-ion cell production infrastructure. *Nat. Energy* 2021, 6, 123–134.

[22] KARIMI, N., ZARRABEITIA, M., MARIANI, A., GATTI, D., VARZI, A., PASSERINI, S. Nonfluorinated Ionic Liquid Electrolytes for Lithium Metal Batteries: Ionic Conduction, Electrochemistry, and Interphase Formation. *Adv. Energy Mater.* 2021, 11, 2003521.

[23] PAL, B.; YANG, S.; RAMESH, S.; THANGADURAI, V.; JOSE, R. Electrolyte selection for supercapacitive devices: A critical review. *Nanoscale Adv.* 2019, 1, 3807–3835.

[24] SINGH, S.K.; SAVOY, A.W. Ionic liquids synthesis and applications: An overview. *J. Mol. Liq.* 2020, 297, 112038.

[25] KARUPPASAMY, K.; THEERTHAGIRI, J.; VIKRAMAN, D.; YIM, C.J.; HUSSAIN, S.; SHARMA, R.; MAIYALAGAN, T.; QIN, J.; KIM, H.S. Ionic liquid-based electrolytes for energy storage devices: A brief review on their limits and applications. *Polymers* 2020, 12, 918.

[26] WISHART, J.F. Energy applications of ionic liquids. *Energy Environ. Sci.* 2009, 2, 956–961.

[27] WATANABE, M.; THOMAS, M.L.; ZHANG, S.; UENO, K.; YASUDA, T.; DOKKO, K. Application of Ionic Liquids to Energy Storage and Conversion Materials and Devices. *Chem. Rev.* 2017, 117, 7190–7239.

Disponível em: [https://rechargebatteries.org/wp-content/uploads/2019/02/Keynote\\_2\\_AVICENNE\\_Christophe-Pillot.pdf](https://rechargebatteries.org/wp-content/uploads/2019/02/Keynote_2_AVICENNE_Christophe-Pillot.pdf).

[28] KUNZE, M., JEONG, S., APPETECCHI, G.B., SCHÖNHOF, M., WINTER, M., PASSERINI, S. Mixtures of ionic liquids for low temperature electrolytes. *Electrochimica Acta* (2012) 82:69–74.

[29] JIN, Y.; FANG, S.; CHAI, M.; YANG, L. HIRANO, S.-I. Ether-Functionalized Trialkylimidazolium Ionic Liquids: Synthesis, Characterization, and Properties. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, v. 51, p. 11011-11020, 2012.

[30] SALMINEN, J., PRAUSNITZ, J. M., NEWMAN J. Studies of ionic liquids in lithium-ion battery test systems (2006).

[31] BORBA, K. N.; TROMBETTA, F.; SOUZA, R. F. de; MARTINI, E. M. A. Stability of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al in ionic liquid BMI.BF<sub>4</sub>/γ-butyrolactone electrolytes for use in electrolytic capacitors. *Ionics*, v. 23, p. 1165–1171, 2017.

[32] ZHU, N.; ZHANG, K.; WU, F.; BAI, Y., WU, C. Ionic Liquid-Based electrolytes for Aluminum/Magnesium/Sodium-Ion Batteries. *Energy Material Advances*, p.1-29, 2021.

[33] CHATURVEDI, P.; SIL A.; SHARMA Y. Energy storage performance of hybrid aqueous supercapacitor based on nano-Li<sub>2</sub>MnSiO<sub>4</sub> and activated carbon. *Ionics*, v. 22, p. 1719–1728, 2016.

[34] MARIANI, A., CAMPETELLA, M., FASOLATO, C., DANIELE, M., CAPITANI, F., BENCIVENNI, L., POSTORINO, P., LUPI, S., CAMINITI, R., GONTRANI, L. A joint experimental and computational study on ethylammonium nitrate-ethylene glycol mixture. Structural, kinetic, dynamic and spectroscopic properties. *J. Mol. Liq.* 226, 2–8 (2017).

[35] ZHANG, H., JUDEZ, X., SANTIAGO, A., MARTINEZ-IBAÑEZ, M., MUÑOZ-MÁRQUEZ, M. Á., CARRASCO, J., LI, C., ESHETU, G.G., ARMAND, M. Fluorine-Free Noble Salt Anion for High-Performance All-Solid-State Lithium–Sulfur Batteries. *Adv. Energy Mater.* 2019, 9, 1900763.

[36] APPETECCHI, G.B., MONTANINO, M., PASSERINI S. Ionic Liquids: Science and Applications. 2012, 67-128.

[37] KIM, G.T., JEONG, S.S., XUE, M.Z., BALDUCCI, A., WINTER, M., PASSERINI, S., ALESSANDRINI, F., APPETECCHI, G.B. Development of ionic liquid-based lithium battery prototypes. *J. Power Sources* 199 (2012) 239-246.



- [38] ABBOTT, A. P.; CAPPER, G.; DAVIES, D. L.; RASHEED, R. K.; SHIKOTRA P. Selective Extraction of Metals from Mixed Oxide Matrixes Using Choline-Based Ionic Liquids. *Inorganic Chemistry*, v. 44, p. 6497-6499, 2005.
- [39] WANG, Y.; ZAGHIB, K.; GUERFI, A.; BAZITO, F.F.; TORRESI, R.M., DAHN, J.R. Accelerating rate calorimetry studies of the reactions between ionic liquids and charged lithium-ion battery electrode materials. *Electrochimica Acta*, vol. 52, no. 22, pp. 6346–6352, 2007.
- [40] ZHANG, S.; SUN, N.; HE, X.; LU, X., ZHANG, X. Physical properties of ionic liquids: database and evaluation. *Journal of Physical and Chemical Reference Data*, vol. 35, no. 4, pp. 1475–1517, 2006.
- [41] LE, M.-L.-P.; ALLOIN, F.; STROBEL, P.; LEPRETRE, J.-C.; COINTEAUX, L.; VALLE, C. P. Electrolyte based on fluorinated cyclic quaternary ammonium ionic liquids. *Ionics*, v. 18, p. 817-827, 2012.
- [42] HOLBREY, J.D., ROGERS, R.D. Green chemistry and ionic liquids: synergies and ironies. *Cheminform*, vol. 33, no. 48, pp. 243–243, 2002.
- [43] YOSHIDA, K.; NAKAMURA, M.; KAZUE, Y.; TACHIKAWA, N.; TSUZUKI, S.; SEKI, S.; DOKKO, K.; WATANABE, M. Oxidative-Stability Enhancement and Charge Transport Mechanism in Glyme–Lithium Salt Equimolar Complexes. *Journal of the American Chemical Society*, v. 133, p. 13121-13129, 2011.
- [44] ONG, S. P.; ANDREUSSI, O.; WU, Y.; MARZARI, N.; CEDER, G. Electrochemical Windows of Room-Temperature Ionic Liquids from Molecular Dynamics and Density Functional Theory Calculations. *Chemistry Materials*, v. 23, p. 2979–2986, 2011.
- [45] APPETECCHI, M. MONTANINO, S. PASSERINI, *Ionic Liquid-based Electrolytes for High-Energy Lithium Batteries in Ionic Liquids: Science and Applications*, ACS Symposium Series 1117, A. E. Visser, N. J. Bridges, and R. D. Rogers editors, Oxford University Press, Inc., American Chemical Society, Washington (2013).
- [46] PILLOT, C. *The Rechargeable Battery Market and Main Trends 2017–2030* (Avicenne Energia, 2019).
- [47] POOLE, C. F. Chromatographic and spectroscopic methods for the determination of solvent properties of room temperature ionic liquids. *Journal of Chromatography*, v. 1037, p. 49-82, 2004.
- [48] APPETECCHI, G. B., CAREWSKA, M., MONTANINO, M., MORENO, M., MELE, A, CASTIGLIONE, F., MEILLE, S.V., RAOS, G., FAMULARI, A. *Green and Safe Electrolytes Based on Ionic Liquids in Advanced Manufacturing Processes For Low Cost Greener Li-Ion Batteries - The White Paper of The Greenlion Project*, Chapter II, retrieved from <http://www.greenlionproject.eu> on 01/06/2016.
- [49] PAILLARD, E.; ZHOU, Q.; HENDERSON, W. A.; APPETECCHI, G. B.; MONTANINO M.; PASSERINI S. Electrochemical and Physicochemical Properties of PYR14-FSI Based Electrolytes with LiFSI. *Journal of The Electrochemical Society*, v. 156, 2009.
- [50] ZHU, N. ZHANG, K. WU, F. BAI, Y. WU, C. Ionic Liquid-Based Electrolytes for Aluminum/Magnesium/Sodium-Ion Batteries. *Energy Material Advances* v. 21, p. 29, 2021.



# 40<sup>th</sup> SENAFOR

24<sup>th</sup> International Forging Conference  
23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming  
Conference / 7<sup>th</sup> BrDDRG Congress  
10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –  
Brazil/RS  
3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

Dias 13, 14 e 15 de outubro de 2021, evento online

## O HORIZONTE DO ARMAZENAMENTO ENERGÉTICO POR BATERIAS NO CENÁRIO BRASILEIRO DE MICRO E MINIGERAÇÃO DISTRIBUÍDA A PARTIR DE FONTES RENOVÁVEIS

*The horizon of batteries energy storage in the Brazilian scenario of  
distributed micro and mini-generation systems from renewable  
sources.*

Clauber Andre Ferasso <sup>1</sup>  
Willian Delfim da Silva <sup>2</sup>  
Lirio Schaeffer <sup>3</sup>

### RESUMO

**As recentes mudanças no sistema elétrico do Brasil, juntamente com a descentralização e o aumento da participação da energia renovável por meio da geração distribuída, trouxeram novos desafios para o planejamento do setor. Além de complementar a demanda elétrica crescente, essas novas unidades geradoras também auxiliam a melhorar a eficiência, a qualidade e a segurança de todo o sistema elétrico. As baterias eletroquímicas são sistemas de armazenamento de energia utilizados em conjunto às fontes renováveis que podem auxiliar na garantia de operação de geração estável, através do gerenciamento eficaz entre a oferta e a demanda de energia. Já se observa em vários países um desponte do armazenamento de energia utilizando baterias estacionárias como balizador à autonomia na geração distribuída. No âmbito brasileiro, entretanto, ainda é necessária a avaliação de forma adequada dos mecanismos técnicos, econômicos e regulatórios que possam promover a integração das baterias no fomento ao setor elétrico e a expansão da capacidade de energia instalada em nosso país.**

**Palavras-chave:** armazenamento de energia; baterias; energias renováveis; geração distribuída; gerenciamento energético.

(1) 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)

(2) 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)

(3) 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)

## ABSTRACT

Recent changes in Brazil's electricity system, together with decentralization and the increased share of renewable energy through distributed generation, have brought new challenges to the planning of the sector. In addition to complementing the growing electrical demand, these new generating units also help to improve the efficiency, quality and safety of the entire electrical system. Electrochemical batteries are energy storage systems used in conjunction with renewable sources, which can help guarantee generation operation, through effective management between energy supply and demand. A rise in energy storage using stationary batteries as a beacon to generation in distributed generation is already being observed in several countries. In the Brazilian context, however, it is still necessary to adequately assess the technical, economic and regulatory mechanisms that can promote the integration of batteries in the promotion of the electricity sector and the expansion of the installed energy capacity in our country.

**Keywords:** energy storage; batteries; renewable energy; distributed generation; energy management.

### 1. INTRODUÇÃO

As energias renováveis ganham participação cada vez maior dentre as novas instalações de geração, possuindo um papel central nas políticas de transição energética que além de atender ao crescente consumo, buscam contornar os problemas atrelados ao uso de combustíveis fósseis como as principais fontes de energia em nosso mundo atualmente, no que se refere à finitude das reservas destes recursos, e a consequente produção e liberação na atmosfera de gases causadores do efeito estufa.

Destacam-se as energias eólicas e fotovoltaicas, caracterizadas por recursos de matriz renovável intermitentes que não apresentam estabilidade na geração, já que são altamente dependentes de variáveis meteorológicas. Esta geração de energia a partir de fontes alternativas também traz boas perspectivas para a descentralização do sistema elétrico e a diversificação de produção em *smart grids* como meio de achatar o pico de demanda.

Em sistemas onde a geração é proveniente de fontes de energia renováveis torna-se necessário adaptar um gerenciamento mais complexo da geração ao consumo, para além da estruturação no balanceamento entre a oferta e a demanda de energia.

A expansão do mercado de baterias no cenário internacional impulsiona o franco desenvolvimento tecnológico destes dispositivos, e tem como consequência a significativa redução de seus custos. Porém enquanto em alguns países a utilização destes sistemas de armazenamento por consumidores residenciais e comerciais tem sido incentivada através da redução dos custos e de políticas tarifárias, mesmo com a crescente representatividade das energias renováveis em nossa matriz energética não há regulação nacional específica para a adoção de baterias, e que exceto às aplicações em sistemas remotos, são poucos os incentivos para o uso do armazenamento da geração junto às unidades consumidoras.

Este estudo tem por objetivo analisar as perspectivas para integração do armazenamento de energia por baterias em sinergia à micro e minigeração distribuída por

fontes renováveis no cenário brasileiro, as tendências para viabilização econômica e o impacto prático para o uso de tais instalações associadas.

## 2. SISTEMAS DE ENERGIA ELÉTRICA E DE POTÊNCIA

A energia tem papel fundamental no presente funcionamento das organizações e, fazendo uma ampla análise, tornou-se ao longo do último século um recurso vital para toda nossa sociedade. A eletricidade tem uma posição dominante em relação às outras formas de energia porque pode ser obtida em uma central geradora, o que permite estar próximo de áreas onde haja grande disponibilidade de uma fonte primária de energia. A geração de energia elétrica possibilita a centralização dos sistemas de geração de energia, conforme mostrado na Figura 1, em que a eletricidade é transmitida por longas distâncias e distribuída aos consumidores, convertidas para uso em outros tipos de energia [1].



**Figura 1:** Diagrama simplificado de um sistema elétrico de potência [1].

Toda a estrutura de geração, transmissão e distribuição de energia constitui o sistema elétrico de potência, que se caracteriza por um sistema de energia em grande escala com capacidade de suficiente para atender à demanda de carga, levando em consideração as perdas durante a conversão e o transporte [1] - [2].

Atualmente, a matriz energética brasileira utiliza hidrelétricas como principal fonte, mas, nos últimos anos, a crise de abastecimento de água desencadeada pelas mudanças climáticas tem trazido algumas dificuldades ao setor. Esse modelo tem como característica a geração centralizada de energia, localizados distante dos grandes centros de consumo que acarreta em grandes perdas e altos investimentos no sistema de transmissão e distribuição. Portanto, uma matriz energética extremamente dependente do potencial hidrelétrico pode não ser mais capaz de atender à demanda de energia no futuro, sendo necessário promover a diversificação do mercado de geração no planejamento para se evitar uma eminente crise energética, com consequente aumento das tarifas, escassez de recursos e falta de energia [3] - [4].

Alguns sistemas de geração podem operar de forma isolada, estando instalados geralmente em locais distantes ao acesso da rede elétrica e, que assim necessitam de um equipamento para armazenar a energia. Entretanto, a maior parte destes sistemas considera a conexão à rede elétrica, que funciona como suprimento de energia elétrica para quando a demanda não é atendida pela geração própria [2].

### 3. MICRO E MINIGERAÇÃO DISTRIBUÍDA

Em todo o mundo, a geração distribuída cresceu exponencialmente nas últimas duas décadas, entretanto no Brasil, este mercado ganhou força somente a partir de estabelecida a Resolução Normativa N° 482 da Agência Nacional de Energia Elétrica (ANEEL), de 17 de abril de 2012, que regulamenta a micro e minigeração distribuída de energia (MMGD) no Brasil [5] - [6].

Passada quase uma década, as plantas de MMGD tem ocupado papel fundamental para a expansão do fornecimento de energia no contexto nacional, que podem ser conectadas à rede de distribuição e ter participação no Sistema de Compensação de Energia Elétrica. Foram acrescentadas pela Agência novas atualizações na normativa, como a alteração na geração distribuída promovida em 24 de novembro de 2015 pela Resolução Normativa N° 687 e, mais recentemente, pela Resolução Normativa N° 786, de 17 de outubro de 2017 [5] - [7].

Em tempos onde os preços da energia são frequentemente ajustados, a autogeração protege, em parte, os consumidores do impacto da inflação sobre os custos da geração, transmissão e distribuição da energia elétrica no país. Segundo dados do Sistema de Informações de Geração da ANEEL, obtidos em setembro de 2021, a capacidade instalada de geração distribuída no Brasil corresponde a 7,06 GW, dentre as tecnologias em que se destaca a geração fotovoltaica, com 97,3 % de participação na capacidade energética total em MMGD. De maneira individual, são apresentadas na Figura 2 a participação na capacidade de geração por fonte, para a MMGD [8].



**Figura 2:** Composição da capacidade energética por fonte em MMGD [8].

Em uma análise da MMGD quanto à natureza dos geradores, as Tabelas 1 e 2 registram os números de unidades consumidoras e a potência instalada com relação, respectivamente, à modalidade de geração distribuída e à classe de consumo.

Tabela 1: MMGD no Brasil por modalidade, em 2021 [8].

Modalidade	Usinas	Unidades consumidoras que recebem créditos	Potência instalada (kW)
Autoconsumo remoto	86.236	256.120	1.406.160,19
Condomínios	201	851	4.834,84
Geração compartilhada	1.048	4.182	67.157,96
Geração na própria UC	514.240	514.240	5.589.747,19
<b>Total</b>	<b>710.725</b>	<b>775.393</b>	<b>7.067.700,18</b>

Nota: dados compilados a partir do portal da Geração Distribuída da ANEEL, em 15 de setembro de 2021.



Tabela 2: MMGD no Brasil por classe de consumo, em 2021 [8].

Classe de consumo	Usinas	Unidades consumidoras que recebem créditos	Potência instalada (kW)
Iluminação pública	36	43	1.175,39
Órgãos públicos	2.190	3.448	89.195,41
Industrial	121.473	16.855	585.085,60
Rural	44.214	63.536	981.984,26
Comercial	87.040	149.935	2.546.889,70
Residencial	455.772	541.576	2.863.369,82
<b>Total</b>	<b>710.725</b>	<b>775.393</b>	<b>7.067.700,18</b>

Nota: dados compilados a partir do portal da Geração Distribuída da ANEEL, em 15 de setembro de 2021.

Embora o número de sistemas residenciais corresponda a mais de 60% de todos os sistemas de MMGD no Brasil, a maior capacidade em potência instalada está relacionada aos sistemas comerciais, que na sua maioria operam na faixa de minigeração energia elétrica.

O incremento de capacidade no setor por durante todo o ano de 2020 foi superior a 2,6 GW, e mesmo que tecnicamente tenha duplicado a potência até então disponível por esta geração, ainda representa uma tímida parcela de 2,5% da potência total instalada no país. O gráfico da Figura 3 mostra os registros anuais no crescimento da geração distribuída entre os anos de 2008 até 2021, com os dados parciais até o mês de setembro já evidenciando o exponencial crescimento na capacidade de geração [8].



**Figura 3:** Evolução da geração distribuída no Brasil de 2008 a 2021. Adaptado de [8].

O crescimento registrado por este setor do mercado energético tem superado muitas estimativas governamentais feitas no passado, mantidas as expectativas no aumento expressivo da capacidade de potência para valores entre 16,8 e 35,8 GW até o final do período decenal entre 2020 e 2029. Esta gigantesca fatia no mercado de geração distribuída atrelada aos sistemas fotovoltaicos experimentou um movimento de aceleração estimulado pelo barateamento das instalações, mais fontes de financiamento acessíveis e benefícios proporcionados pela legislação de compensação em vigor [9].

Microgeradores e minigeradores são sistemas de geração de energia de pequeno e médio potência capazes de gerar energia suficiente para atender ao consumo de suas unidades, sejam residências, prédios ou instalações industriais [10].

De acordo às atualizações na normativa, definem-se a MMGD a partir da capacidade de geração de energia como [11]:

- Microgeração distribuída: é a central geradora de energia elétrica, com potência instalada menor ou igual a 75 kW e que utilize cogeração qualificada, conforme regulamentação da ANEEL, ou fontes renováveis de energia elétrica, conectada na rede de distribuição por meio de instalações de unidades consumidoras;

- Minigeração distribuída: é a central geradora de energia elétrica, com potência instalada superior a 75 kW e menor ou igual a 5 MW e que utilize cogeração qualificada, conforme regulamentação da ANEEL, ou fontes renováveis de energia elétrica, conectada na rede de distribuição por meio de instalações de unidades consumidoras.

Segundo o Ministério de Minas e Energia, dentre os diversos benefícios da MMGD de energia, em resumo, podem ser destacados os seguintes pontos:

- Devido à proximidade com o consumidor, as perdas técnicas são reduzidas, o que permite menores investimentos em transmissão e, posterga o investimento em geração centralizada de energia;

- Potencializa-se o uso de fontes energéticas a partir de recursos renováveis, em consequência a diversificação da matriz energética;

- Melhora-se a segurança do abastecimento, reduzindo a dependência das redes de transmissão, e otimiza o funcionamento do sistema de distribuição como complemento a geração nos períodos de pico de demanda;

- Sistemas com rápida velocidade de implantação, baixo custo de operação e manutenção, que abrem um mercado potencial para atração de investimentos privados, criação de oportunidades de trabalho e desenvolvimento econômico.

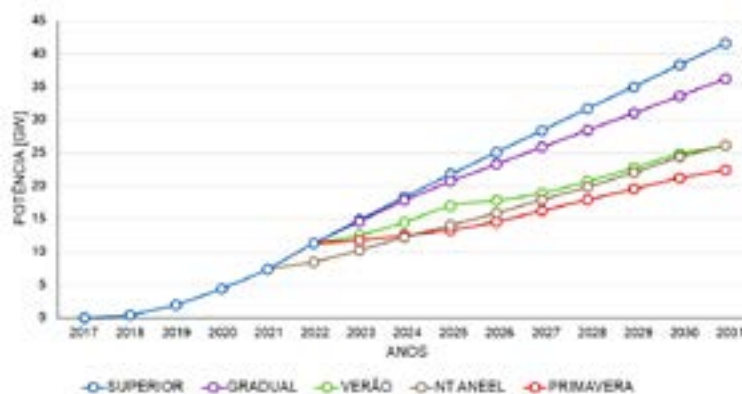
### 1.1. Alterações na normativa de compensação

A tendência observada na redução de custos de equipamentos para os sistemas de MMGD torna mais atraentes os investimentos para sua instalação, o que tem promovido uma forte expansão de unidades geradoras a adotar este regime. Neste novo momento, a revisão das políticas do sistema de compensação tem sido fortemente discutida para melhor ajustar o mecanismo de incentivos a fim de garantir a sustentabilidade do sistema elétrico, em que a energia injetada na rede de distribuição passaria a compensar apenas alguns componentes do preço da eletricidade [3].

De acordo com a regulamentação vigente para o sistema de compensação, a energia ativa ou excedente ao autoconsumo injetada por cada unidade consumidora atuando em MMGD é repassada às distribuidoras locais por meio de empréstimos gratuitos, e convertida em créditos de energia para uso em benefício dentro de um prazo de até 60 meses. Como medida de incentivo fiscal para estimular o desenvolvimento do mercado de geração distribuída de energia, pela Resolução Normativa N° 482, não são cobradas tarifas aos consumidores por sua própria geração [6] - [11].

Diante desta incerteza no campo regulatório, os estudos do Plano Decenal de Expansão de Energia em Microgeração e Minigeração Distribuída e Baterias, publicado em julho de 2021 pela Empresa de Pesquisa Energética (EPE), vinculado ao Ministério de Minas e Energia, considera quatro cenários de referência extremos em sua previsão.

Estas diferentes projeções esperadas na expansão da capacidade energética de MMGD em cada um dos possíveis rumos regulatórios são mostradas na Figura 4, considerando o período decenal até 2031 [12].



**Figura 4:** Projeção da capacidade instalada de MMGD por cenário [12].

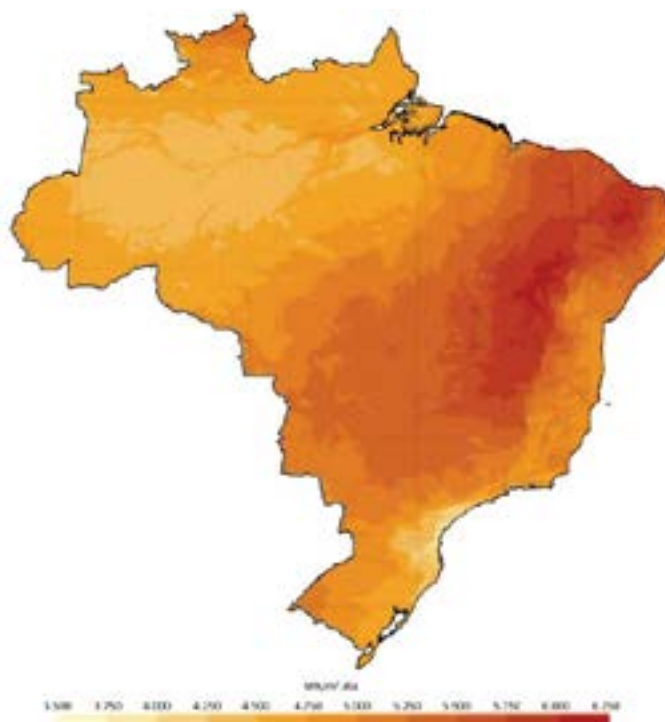
Para referência, o cenário superior considera a manutenção das regras atuais em MMGD. A projeção gradual retém grande parte dos benefícios tarifários na conta de luz, e considera apenas a cobrança progressiva da tarifa referente à distribuição. A partir da Nota Técnica n°30/2021, da ANEEL, o cenário NT ANEEL presume a remoção dos incentivos existentes no sistema de compensação. No cenário de verão, a forte política de incentivos para a MMGD é mantida, apenas se aplicando leves mudanças regulatórias, atingindo uma capacidade em 2031 pouco superior a 26,4 GW. O cenário da primavera também considera a remoção de incentivos tarifários para a MMGD e a cobrança da tarifa binômica, em que a capacidade do país em 2031 deve atingir 22,8 GW [12].

Vários Projetos de Lei foram propostos para criar um marco legal para a MMGD, estando indeferidos ou que ainda tramitam nas esferas legislativas em âmbito do Congresso Federal. Tais planos variam da manutenção de regras atuais à cobrança de todos os componentes tarifários, excetuando a Tarifa de Energia (TE) em consumo mensal, à aplicação de tarifas binomiais aos consumidores de baixa tensão. Assim por exemplo, o PLS 232/2016 aprovado em 2021 pelo Senado Federal e que segue para apreciação na Câmara dos Deputados prevê a aplicação de tarifa binômica para os consumidores atendidos em baixa tensão [12].

## 1.2. Geração distribuída por fonte solar fotovoltaica

A incidência da energia solar na superfície da Terra depende de vários fatores e sua disponibilidade varia, por exemplo, de acordo com a latitude, a hora do dia e a estação do ano. A energia solar total incidente sobre a superfície terrestre depende de vários aspectos, sendo que a radiação disponível varia em relação à latitude, à hora do dia e à estação do ano. O potencial de produção solar fotovoltaica é grande em quase todo o território brasileiro, pois mesmo em comparação aos países líderes nesta geração de energia possuímos uma elevada média anual de irradiação total diária [4] - [9].

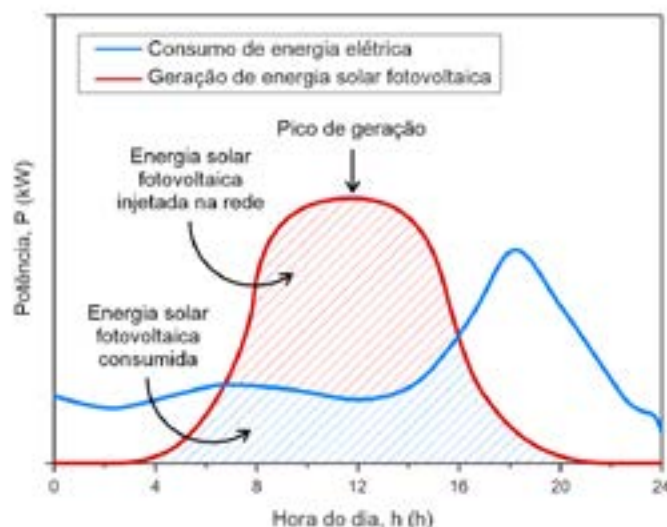
Como mostrado no mapa da Figura 5, o potencial de aproveitamento do recurso da incidência solar é ainda maior nas regiões Nordeste, Centro-Oeste e Sudeste, avançando da faixa litorânea em direção ao interior do país. Uma notável coincidência positiva é que esta extensão da geográfica brasileira concentra boa parte dos centros com municípios de maior concentração populacional [9] - [13].



**Figura 5:** Média anual da irradiação total diária no Brasil, em Wh/m<sup>2</sup>·dia [9].

Desde 2014, o mercado brasileiro de energia fotovoltaica se mantém em uma taxa de crescimento superior a 300%, ao passo que hoje, cerca de 73% de todos os sistemas são unidades de geração residenciais. Levado o aumento do custo das tarifas de energia no Brasil e a queda no custo da energia solar, o investimento para instalação de um sistema residencial apresenta um *payback* de 4 a 6 anos em média, e garante-se 25 anos de vida útil [9].

Na Figura 6 são mostrados os perfis diários típicos de demanda e geração fotovoltaica de uma unidade geradora em MMGD, para a qual se evidencia a concentração intermitente no período de alta intensidade de insolação, ou seja, entre 8h e 16h e, em contrapartida, o aumento no consumo de energia elétrica residencial a partir das 17h com seu pico às 18h.



**Figura 6:** Curva diária típica da geração solar e da energia consumida [14].

A característica incompatibilidade entre o pico de geração de energia fotovoltaica e o consumo de carga implica na necessidade de se injetar os excessos na rede de distribuição, pelo tal que esses grupos em MMGD conectados precisam ter um sistema bidirecional, que também consome energia da rede de distribuição [14].

#### 4. SISTEMAS DE ARMAZENAMENTO DE ENERGIA E BATERIAS

Em consequência a crescente inserção das chamadas *smart grids* como mecanismos de integração entre a geração distribuída por fontes renováveis e o Sistema Elétrico de Potência, os sistemas de armazenamento de energia são uma solução fundamental para o equilíbrio da rede, resolvendo o problema entre a demanda de energia e a geração sazonal descontínua de energia elétrica em MMGD, além de otimizar a matriz híbrida. A intermitência de energia tende a aumentar a ociosidade diária dos sistemas fotovoltaicos e agravar os picos de consumo de energia à noite, pelo que, após um determinado limite, verifica-se a viabilidade dos sistemas de armazenamento de energia. Eles proporcionam também flexibilidade e são atrativos na redução dos custos operacionais, na reserva de energia como *backup* e na prestação de serviços ancilares. [15] - [16].

Dentre as tecnologias de armazenamento de energia de pequeno e médio porte que podem ser integradas em MMGD, o uso de baterias é o que mais se destaca [17].

As baterias são equipamentos destinados ao armazenamento de energia química para posterior conversão em energia elétrica através de reações eletroquímicas de oxirredução, pela ocorrência de um fluxo de íons entre os eletrodos e o eletrólito e, de um fluxo de elétrons entre seus polos. A consolidação do mercado de mobilidade elétrica e o enfoque nas mudanças da matriz energética mundial tem permitido um constante amadurecimento nas tecnologias de baterias, que levado a avanços significativos de desempenho e também a redução de preços contribui para a massificação de seu uso no campo do armazenamento em conjunto à geração de energia elétrica. Embora a integração das baterias ao setor de energia esteja aquecida, existem obstáculos em termos de desempenho, segurança, barreiras regulatórias, competitividade de custos e aceitação do mercado e das concessionárias [18].

No Brasil, entretanto, as normativas da geração distribuída em vigor não são atrativas para viabilizar o uso de sistemas de armazenamento de energia associados a unidades de MMGD, atrás do medidor, já que se considerarmos as regras de compensação aplicável às unidades geradoras *on-grid* a própria rede de distribuição exerce a função de acumulador de energia. Ainda assim, a operação combinada da geração fotovoltaica e do armazenamento de energia representa uma solução para as regiões isoladas, aonde a transmissão de energia das concessionárias não é viável nos aspectos econômicos ou técnico. Os sistemas de armazenamento permitem o gerenciamento da MMGD com intuito de garantir a autonomia do sistema sobre seu funcionamento intermitente e a demanda energética, pelo qual se desloca as cargas ao consumo nos horários de ponta para minimizar a injeção dos excedentes na rede de distribuição [19].

As baterias terão um papel importante nesta composição da autogeração isolada ou conectada, ao garantir a efetiva operação do sistema elétrico no futuro. A baixa permeabilidade em escala do mercado nacional destas tecnologias para aplicações estacionárias em razão à onerosa nacionalização da tecnologia, seja pela elevada carga tributária, seja pela desvalorização da nossa moeda na balança comercial, reflete um panorama de inviabilidade econômica para integração em médio prazo de até duas



décadas, deste tipo de armazenamento para consumidores que optem pela MMGD [17] - [18].

Em conjunto a nova regulação da geração distribuída, deve-se incluir uma criteriosa avaliação dos mecanismos que admitirão a gradual entrada do armazenamento de energia combinado no setor elétrico brasileiro. Para fomentar o crescimento escalar da integração desta tecnologia em MMGD é preciso debater acerca dos incentivos ao mercado, por redução tributária, comércio de incentivos tarifários, ou investimentos na indústria nacional [19].

## 5. CONCLUSÃO

Não bastassem os reflexos da pandemia de Covid-19 à economia de um modo geral, a crise hídrica e a preocupação em relação aos níveis dos reservatórios das usinas hidrelétricas têm contribuído para a escalada nas tarifas de energia elétrica fazendo com que um número cada vez maior de consumidores opte pela autogeração, com os sistemas de MMGD. Já vivemos um processo de descentralização da rede elétrica e transição à uma matriz energética com participação cada vez maior de fontes renováveis, segundo pesou as políticas ambientais em todos níveis da sociedade para combater às mudanças climáticas após décadas de utilização de petróleo, carvão e gás natural.

Os incentivos governamentais através da regulamentação da ANEEL foram importantes para que o mercado de MMGD no Brasil, sobretudo representada pela geração fotovoltaica, registrasse um crescimento exponencial na potência instalada dos últimos dez anos, em conjunto à toda uma especialização da estrutura técnica. Levar em conta este movimento de descentralização da geração de energia como um fenômeno iminente é uma questão de suma importância para o planejamento do setor elétrico brasileiro, a fim de promover a transformação das redes de geração e distribuição da maneira mais saudável possível para todos os consumidores, geradores e concessionários.

Ao passo em que se fazem necessárias novas políticas normativas para promover uma equilibrada integração das unidades geradoras em baixa e média tensão distribuídas ao sistema centralizado, a redução nos atrativos praticados na atual compensação dos créditos em energia passará a beneficiar o gerenciamento da geração e consumo de potência até mesmo em unidades de micro e minigeração, com baixa e média tensão, associadas ao armazenamento energético em baterias aos sistemas fotovoltaicos.

Porém, para consolidar essa implantação das tecnologias de armazenamento por baterias integradas às energias renováveis será necessário planejar um ecossistema apropriado, pelo qual se ordena a política, a regulação e os modelos de negócios em apoio à transição para as energias renováveis e o desenvolvimento de tecnologias de armazenamento.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) ao fomento científico e às pesquisas desenvolvidas no Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS).

## REFERÊNCIAS

- [1] F. V. Gomes e L. M. P. Deotti, *Sistemas elétricos de potência*, 1<sup>o</sup> ed. Brasília: NT Editora, 2018.
- [2] A. M. Gavioli, M. Frederico, e V. H. Pereira, “Viabilidade financeira para implantação de painéis fotovoltaicos em um hospital público do município de Curitiba”, *Brazilian J. Dev.*, vol. 7, n<sup>o</sup> 1, p. 9644–9660, 2021.
- [3] T. A. F. Melendez, A. Mocelin, A. R. A. Manito, K. J. F. N. C. Souza, R. Zilles, e J. T. Pinho, “Geração distribuída com armazenamento conectada à rede elétrica”, in *Anais do VII Congresso Brasileiro de Energia Solar*, 2018, p. 8.
- [4] S. G. Dantas, *Oportunidades e desafios da geração solar fotovoltaica no semiárido do Brasil*. Brasília: Instituto de Pesquisa Econômica Aplicada, 2020.
- [5] A. T. Z. R. Sausen, A. L. Finkler, M. de Campos, e P. S. Sausen, “A necessidade de regulamento de interconexão para microgeração por máquinas síncronas e assíncronas”, *Rev. Ciência e Inovação*, vol. 6, n<sup>o</sup> 1, p. 9–19, 2021.
- [6] Agência Nacional de Energia Elétrica, *Resolução normativa N<sup>o</sup> 482, de 17 de abril 2012*. Brasília, 2012, p. 13.
- [7] A. L. Finkler, L. Obregon, J. M. Lenz, M. de Campos, P. S. Sausen, e A. T. Z. R. Sausen, “Geração distribuída: avaliação da regulamentação existente para interconexão de microgeração de energia por máquinas síncronas e assíncronas”, *Brazilian J. Dev.*, vol. 6, n<sup>o</sup> 12, p. 95534–95550, 2020.
- [8] Agência Nacional de Energia Elétrica, “Micro e minigeração distribuídas”, *Portal da geração distribuída*, 2021. [Online]. Available: <https://app.powerbi.com/view?r=eyJrljoiZjM4NjM0OWYtN2IwZS00YjViLTllMjltN2E5MzBkN2ZlMzVkliwidCl6ljQwZDZmOVI4LWVjYTctNDZhMi05MmQ0LWVhNGU5YzAxNzBIMSIsImMiOjR9>. [Accessed: 15-Sep-2021].
- [9] F. D. Bezerra, “Micro e minigeração distribuída”, *Cad. Setorial ETENE*, vol. 6, n<sup>o</sup> 155, p. 15, 2021.
- [10] R. Nakabayashi, “Microgeração fotovoltaica no Brasil: viabilidade econômica”, São Paulo, 2015.
- [11] Agência Nacional de Energia Elétrica, *Resolução normativa N<sup>o</sup> 687, de 24 de novembro 2015*. Brasília, 2015.
- [12] Empresa de Pesquisa Energética, “Estudos do plano decenal de expansão de energia 2031: micro e minigeração distribuída & baterias”, Brasília, 2021.
- [13] R. C. dos Santos, “Geração distribuída Brasil: perspectivas para a expansão da energia solar”, Projeto de pesquisa, Escola Nacional de Administração Pública, Brasília, 2018.
- [14] Brasil Solar, “Fotovoltaico e gerenciamento de energia”, 2020. [Online]. Available at:

<http://www.portalenergiasolar.com.br/noticias/MATERIAFRONIUS.pdf>. [Acessado: 08-out-2020].

- [15] A. F. M. Bueno e C. A. L. Brandão, *Visão geral de tecnologia e mercado para os sistemas de armazenamento de energia elétrica no Brasil*, 1<sup>o</sup> ed. Belo Horizonte: Associação Brasileira de Armazenamento e Qualidade de Energia, 2016.
- [16] O. S. Pereira e F. A. de A. Prado Junior, “Storage systems: a critical review of their role in the management of Intermittent Renewable Sources”, *Espaço Energ.*, nº 33, p. 11–20, 2020.
- [17] Y. C. Lima, A. F. S. Alves, I. R. F. M. P. da Silva, F. Salvadori, e M. A. Araújo, “Seleção de baterias para sistemas de armazenamento de energia pela aplicação do método AHP”, *An. do XXIII Congr. Bras. Automática*, vol. 2, nº 1, p. 8, 2020.
- [18] Y. F. F. Costa e Silva e E. C. Bortoni, “Sistemas de armazenamento de energia elétrica em redes inteligentes: características, oportunidades e barreiras”, *Rev. Bras. Energ.*, vol. 22, nº 1, p. 48–73, 2016.
- [19] R. D. de Souza e Silva, “Contextualização do setor elétrico brasileiro e o planejamento da infraestrutura no longo prazo”, Brasília, 2020.



# ESTUDO PRELIMINAR DA VARIABILIDADE LOCAL DA RADIAÇÃO SOLAR EM REGIÃO DE TRANSIÇÃO LITORAL-SERRA

André Possamai Rosso <sup>(1)</sup>Giuliano Arns Rampinelli <sup>(2)</sup>Lirio Schaeffer <sup>(3)</sup>

## RESUMO

A partir do conhecimento do perfil/comportamento da irradiância solar, pode-se projetar a instalação de sistemas fotovoltaicos em uma determinada região, garantindo o máximo aproveitamento do recurso ao longo de todo o ano. No Brasil, para os empreendedores cadastrarem projetos de geração fotovoltaica centralizada através dos leilões de energia, devem apresentar o histórico de medições contínuas de irradiação global horizontal, por um período não inferior a doze meses consecutivos, realizadas no local do empreendimento e integrada as medições a cada dez minutos. Em um projeto de uma usina fotovoltaica a informação sobre o recurso solar é a variável de maior importância. As usinas fotovoltaicas de grande porte, têm sido alocadas principalmente nas regiões Nordeste, Centro-Oeste e Sudeste do Brasil. Na medida em que essas regiões e os respectivos sistemas de transmissão de energia tenderem à saturação ou necessitarem investimentos maiores para acomodar o aumento da capacidade instalada, outras regiões do Brasil passarão a ser competitivas, como a região Sul do Brasil. A região Sul possui as seguintes vantagens: as distâncias aos grandes centros de consumo são menores, a grande concentração de carga do Sistema Interligado Nacional (SIN) ocorre próxima a região sul e há maior disponibilidade de pontos de conexão à rede sem necessidade de novas linhas de transmissão. Este artigo apresenta o estudo da distribuição da irradiância solar do ano de 2020 para as cidades de Araranguá, Urussanga e Laguna do estado de Santa Catarina. Os dados foram obtidos com medições da radiação solar global horizontal através do instrumento de medição chamado de piranômetro. Os piranômetros se encontram nas estações meteorológicas do INMET. Os dados extraídos foram de irradiância solar global horizontal instantânea ( $G$ ) e integrados para irradiação solar global horizontal diária ( $G_d$ ) e obtendo o valor de irradiação solar global horizontal média diária mensal ( $G_{d,m}$ ). O valor máximo de irradiância foi para a cidade de Laguna no mês de dezembro com valor de 1,425 kW/m<sup>2</sup>. Para o mesmo mês, a cidade de Urussanga apresentou um valor máximo de 1,141 kW/m<sup>2</sup> e para a cidade de Araranguá um valor máximo de 1,068 kW/m<sup>2</sup>. Nos meses de janeiro, fevereiro, março, novembro e dezembro houve uma dispersão da irradiação média diária mensal maior entre os valores médios de cada cidade.

**Palavras-chave** — Irradiância solar global horizontal instantânea; Irradiação solar global horizontal diária; Irradiação solar global horizontal média diária mensal; Dispersão da irradiação.

<sup>(1)</sup> André Possamai Rosso, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, [possamairosso@yahoo.com.br](mailto:possamairosso@yahoo.com.br)

<sup>(2)</sup> Prof. Dr. Lirio Schaeffer, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, [schaeffer@ufrgs.br](mailto:schaeffer@ufrgs.br)

<sup>(3)</sup> Prof. Dr. Giuliano Arns Rampinelli, Universidade Federal de Santa Catarina, [giuliano.rampinelli@ufsc.br](mailto:giuliano.rampinelli@ufsc.br)

## Lista de símbolos

- A – Amplitude
- CV – Coeficiente de variação
- $G_i$  - Irradiância solar global horizontal instantânea
- $G_d$  - Irradiação solar global horizontal diária
- $G_{d,m}$  - Irradiação solar global horizontal média diária mensal
- INMET - Instituto Nacional de Meteorologia
- $M_e$  – Mediana
- $Q_1$  – Quartil inferior
- $Q_3$  – Quartil superior
- s – Desvio padrão
- $\bar{x}$  - Média

## 1. INTRODUÇÃO

A informação sobre o recurso solar é a variável de maior importância no desenvolvimento de um projeto de sistema de aproveitamento da energia solar. A partir do conhecimento do perfil/comportamento da irradiância solar, pode-se viabilizar a instalação de sistemas fotovoltaicos em uma determinada região, garantindo o máximo aproveitamento do recurso ao longo de todo o ano, onde as variações da intensidade da radiação solar sofrem significativas alterações [1],[2],[3]. A geração de energia através de usinas fotovoltaicas pode variar ao longo do dia devido a variação do ângulo de incidência da radiação ao plano receptor e também devido aos efeitos menos previsíveis da circulação de nuvens. Esse componente menos previsível de variação de geração é de interesse dos operadores das redes de transmissão ou distribuição de energia que estão ligadas nesses sistemas de geração.

À medida que as nuvens se movem sobre uma planta fotovoltaica, cada módulo fotovoltaico é impactado em um momento diferente, dependendo da localização do módulo e das características da nuvem. A suavização espacial ocorre de maneira mais acentuada em usinas fotovoltaicas maiores e que contêm um número maior de medidores de irradiância localizados em pontos distintos da planta. A irradiância medida integrada por toda a área fotovoltaica terá flutuações menores de geração quando comparado com um sensor de único ponto. Como a energia elétrica gerada é aproximadamente proporcional a irradiância, as flutuações de energia gerada são minimizadas, suavizadas espacialmente, comparando com as flutuações de sensor de único ponto [4], [5].

Valores de até 1400 W/m<sup>2</sup> por curtos períodos do tempo podem ser observados em condições de nebulosidade parcial como consequência do espalhamento por bordas de nuvens, ou por efeito lente caudado pela geometria Sol/Nuvens/Terra. Durante um determinado período em um dia, a diferença de irradiância não é causada apenas pelo movimento das nuvens, mas também pelo efeito lente, podendo elevar drasticamente o valor da irradiância [6], [7]. A Referência [8], presenciou em algumas pesquisas no território brasileiro valores de irradiância global horizontal de até 1822 W/m<sup>2</sup>. A Referência [9] presenciaram na cidade de São Paulo, irradiâncias de até 1590 W/m<sup>2</sup>.

No Brasil, para os empreendedores cadastrarem projetos de geração fotovoltaica centralizada através dos leilões de energia, devem apresentar o histórico de medições contínuas de irradiância global horizontal, por um período não inferior a doze meses consecutivos, realizadas no local do empreendimento e integrada as medições a cada dez minutos. Através dessa exigência, objetiva-se aumentar a confiabilidade dos dados solarimétricos que são utilizados no cálculo da produção de energia elétrica certificada, sendo esperado que o uso das medições resulte na redução das incertezas globais dos projetos [10]. Em um projeto de uma usina fotovoltaica a informação sobre o recurso solar é a variável de maior importância. Para que se torne viável financeiramente um projeto fotovoltaico, em média, a radiação solar exigida é de no mínimo 3 a 4 kWh/(m<sup>2</sup>.dia), [1], [11].

As usinas fotovoltaicas de grande porte, têm sido alocadas principalmente nas regiões Nordeste, Centro-Oeste e Sudeste do Brasil. Essas regiões apresentam as maiores produtividades médios anuais. Na medida em que essas regiões e os respectivos sistemas de transmissão de energia tenderem à saturação ou necessitarem investimentos maiores para acomodar o aumento da capacidade instalada, outras regiões do Brasil passarão a ser competitivas, como a região Sul do Brasil. A região Sul possui as seguintes vantagens: as distâncias aos grandes centros de consumo são menores, a grande concentração de carga do Sistema Interligado Nacional (SIN) ocorre nestas



regiões e há maior disponibilidade de pontos de conexão à rede sem necessidade de novas linhas de transmissão [3].

Existem poucos estudos relacionados a dispersão espacial que acontece em uma área geográfica, acarretando variações na geração de energia elétrica gerada através de sistemas fotovoltaicos. Essas variações podem acarretar distúrbios nos sistemas de transmissão e distribuição de energia elétrica. A distribuição espacial da radiação solar em áreas de usinas fotovoltaicas também é influenciada por fatores locais e, portanto, estudar as peculiaridades de cada região é importante para a caracterização do gradiente espacial da radiação solar e seu impacto no desempenho energético de usinas fotovoltaicas. Com base na importância do estudo do perfil da radiação solar nos locais de instalações de usinas fotovoltaicas, este trabalho apresenta o estudo preliminar da variabilidade local da radiação solar em uma região de transição litoral-serra localizada no sul de Santa Catarina para o ano de 2020.

## 2. METODOLOGIA

Esta seção faz referência ao método utilizado para analisar a distribuição da radiação solar para as cidades de Araranguá – SC, Urussanga – SC e Laguna – SC.

### 2.1 Localização das estações meteorológicas e levantamento dos dados

Para realizar a análise da distribuição da radiação solar para as cidades de Araranguá - SC, Urussanga - SC e Laguna – SC, se utilizou os dados horários (24 medições/dia) medidos pelas estações meteorológicas automáticas de superfície. As estações contêm o piranômetro como instrumento de medição da radiação solar global horizontal. As estações estão localizadas em cada cidade e estão disponíveis pelo Instituto Nacional de Meteorologia (INMET). O período analisado foi de 1 de janeiro a 31 de dezembro do ano de 2020. A distância entre a cidade de Araranguá e Urussanga é de aproximadamente 48 km e de Urussanga a Laguna de aproximadamente 52 km. A Tabela 1 apresenta as especificações geográficas das três cidades analisadas.

Tabela 1: Especificações geográficas das cidades

Cidade	Latitude	Longitude	Altitude (m)
Araranguá	28°57' S	49°29' W	12
Urussanga	28°31' S	49°18' W	48
Laguna	28°36' S	48°48' W	52

Os dados obtidos do piranômetro são de irradiância solar global horizontal instantânea ( $G_i$ ) representado em  $W/m^2$  para as três cidades analisadas. Através da  $G_i$  se obtém a irradiação solar global horizontal diária ( $G_d$ ) através do somatório da  $G_i$  (Equação 1).

$$G_d = \sum_{i=1}^m G_i \quad (1)$$

onde  $m$  é o número de medições do dia.

O valor de  $G_d$  é utilizado para se obter o valor de irradiação solar global horizontal média diária mensal ( $G_{d,m}$ ) através da Equação 2, onde  $n$  representa o número de dias do mês. Realizando a integração temporal da irradiância solar, pelo período de uma hora, se tem a irradiação solar global em  $kWh/m^2.dia$ .

$$G_{d,m} = \frac{\sum_{i=1}^n G_d}{n} \quad (2)$$

### 2.2 Indicadores estatísticos

Para análise estatística foram utilizados alguns indicadores como gráfico de *boxplot*, média, desvio padrão, coeficiente de variação e amplitude.

### 2.2.1 Gráfico de *Boxplot*

Para a análise de dispersão dos dados foi utilizado o gráfico de *boxplot* (Figura 1). Através do gráfico se consegue visualizar e comparar a diferença entre as quatro cidades para todos os meses do ano de 2020.

O gráfico de *boxplot* apresenta a mediana dos dados obtidos, a dispersão dos dados fica entre o quartil superior (Q3) e o quartil inferior (Q1), os valores máximos no limite superior (Ls), os valores mínimos no limite inferior (Li) e os valores atípicos e extremos são conhecidos como *Outlier* e não são considerados nas análises.

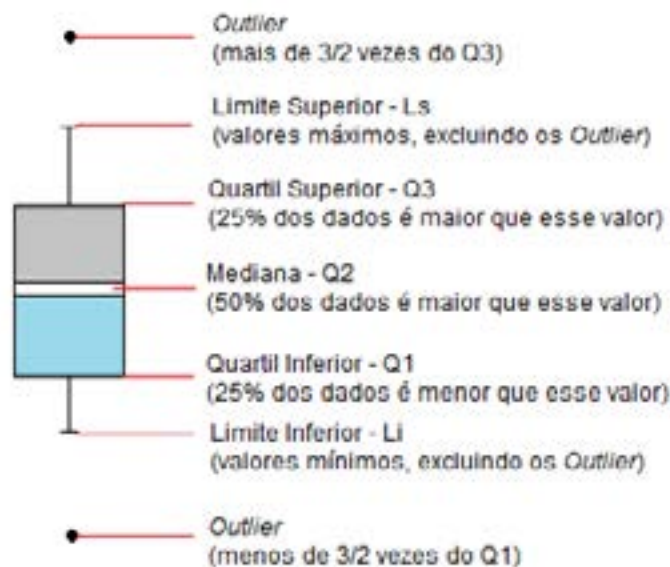


Figura 1: Informações do gráfico *Boxplot*.

### 2.2.2 Média, Desvio Padrão, Coeficiente de Variação e Amplitude

Através dos dados de irradiação solar global média diária para cada mês de cada estação, foi realizado uma média, desvio padrão e coeficiente de variação dos dados das três cidades. A média ( $\bar{x}$ ) é obtida através da Equação 3.

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad (3)$$

O desvio padrão ( $s$ ) é uma medida que mostra a variabilidade dos dados. Através do desvio padrão, apresentado na Equação 4, foi obtido medidas de dispersões, estimando em média, quanto cada valor se distância da própria média aritmética de uma amostra de dados.

$$s = \sqrt{\frac{\sum (x - \bar{x})^2}{(n - 1)}} \quad (4)$$

onde  $s$  é o desvio padrão,  $x$  os valores da amostra,  $\bar{x}$  à média dos valores e  $n$  o tamanho da amostra analisada.

O coeficiente de variação ( $CV$ ) apresenta o quanto em percentual uma medida de uma estação meteorológica pode variar comparado com a outra medida de outra estação. O coeficiente é obtido através da Eq. 5, onde  $s$  é o desvio padrão e  $\bar{x}$  a média geral dos valores obtidos.

$$CV = 100 * \frac{s}{\bar{x}} \quad (5)$$

A amplitude apresentada na Equação 6, é a diferença entre o limite superior e o limite inferior ou a diferença entre o último e o primeiro elemento de um conjunto de dados em ordem crescente. Através dos gráficos de amplitude consegue-se observar as situações entre maior dispersão da radiação solar entre toda a área geográfica que possui entre as quatro cidades. A amplitude foi obtida através dos dados instantâneos ( $G_i$ ).

$$A = X_{\text{maior}} - X_{\text{menor}} \quad (6)$$

### 3. RESULTADOS

A Figura 2 apresenta a distribuição temporal da irradiância para as três cidades durante todos os meses do ano de 2020. Foi observado que a cidade de Laguna, em todas as estações e meses do ano, apresentou uma dispersão maior dos dados de irradiância quando comparado com as outras cidades. A estação meteorológica do INMET na cidade de Laguna, se encontra no Farol de Santa Marta. O local da estação no Farol de Santa Marta se encontra próximo ao mar.

Devido a região do Farol de Santa Marta ser uma região próxima ao mar, alguns eventos meteorológicos acontecem com maior frequência quando comparado com as outras regiões. Um desses eventos é o aumento da circulação de nuvens devido a região possuir uma maior probabilidade de formação de ventos. Outro fenômeno que acontece nessa região é que na estação de primavera e verão muitos dias são ensolarados no período da manhã e no período da tarde acontece um aumento da presença de nuvens ou de chuva. Através do acontecimento desses fenômenos, é observado uma dispersão maior para a cidade de Laguna nos meses da estação de verão e final de primavera. As regiões como a do Farol de Santa Marta possuem uma tendência de obter uma dispersão maior da radiação solar durante o dia.

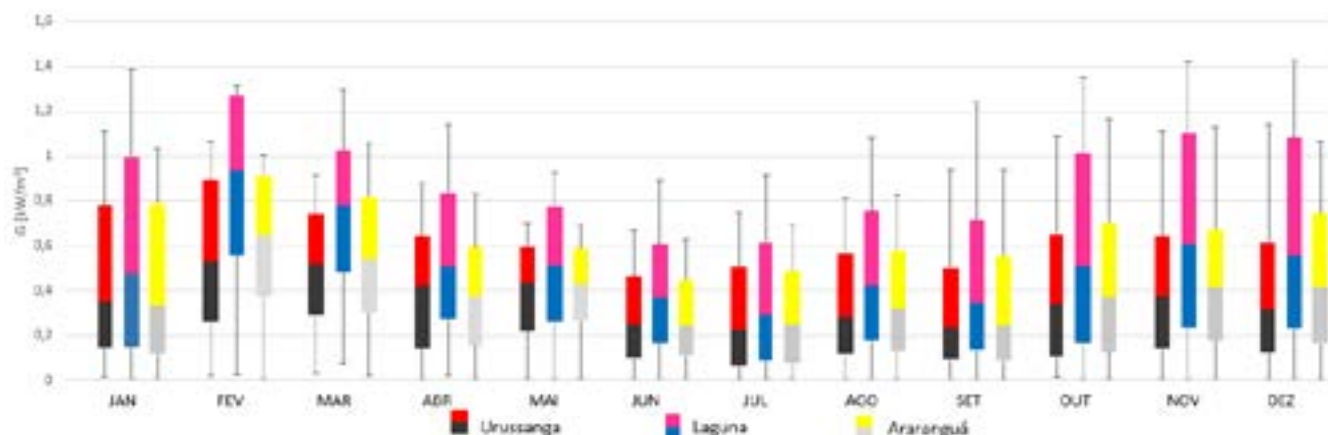


Figura 2: Dispersão da irradiância das três cidades para o ano de 2020.

O valor máximo de irradiância foi para a cidade de Laguna no mês de dezembro com valor de 1,425 kW/m<sup>2</sup>. Para o mesmo mês, a cidade de Urussanga apresentou um valor máximo de 1,141 kW/m<sup>2</sup> e para a cidade de Araranguá um valor máximo de 1,068 kW/m<sup>2</sup>. Os valores próximos de 1,4 kW/m<sup>2</sup> nos meses de janeiro, novembro e dezembro para a cidade de Laguna são devido aos efeitos de espalhamento por bordas das nuvens, ou por efeito lente.

A Tabela 2 apresenta a mediana e os valores de Q1 e Q3 para as três cidades. A partir da Tabela 2 se pode observar que a cidade de Laguna foi a cidade que apresentou maior dispersão. Os meses de janeiro, novembro e dezembro foram os que apresentaram maiores dispersões para a cidade de Laguna. No mês de novembro, a cidade de Laguna apresentou uma diferença entre Q1 e Q3 de 0,87 kW/m<sup>2</sup>. A cidade de Laguna também apresentou um maior valor de Q3 entre todas as cidades. O maior valor de Q3 foi de 1,26 kW/m<sup>2</sup> para a cidade de Laguna no mês de fevereiro. No mesmo mês, a cidade de Laguna apresentou a maior mediana com um valor de 0,93 kW/m<sup>2</sup>.

Tabela 2: Valores de mediana, Q1 e Q3 para as três cidades durante o ano de 2020 em kW/m<sup>2</sup>.

	JAN			FEV			MAR			ABR		
	Ur	La	Ar	Ur	La	Ar	Ur	La	Ar	Ur	La	Ar
Q1	0,15	0,15	0,11	0,26	0,55	0,38	0,29	0,48	0,30	0,14	0,27	0,15
Me	0,35	0,47	0,33	0,53	0,93	0,64	0,52	0,78	0,54	0,42	0,50	0,38
Q3	0,78	0,99	0,79	0,89	1,26	0,91	0,74	1,02	0,81	0,64	0,83	0,59

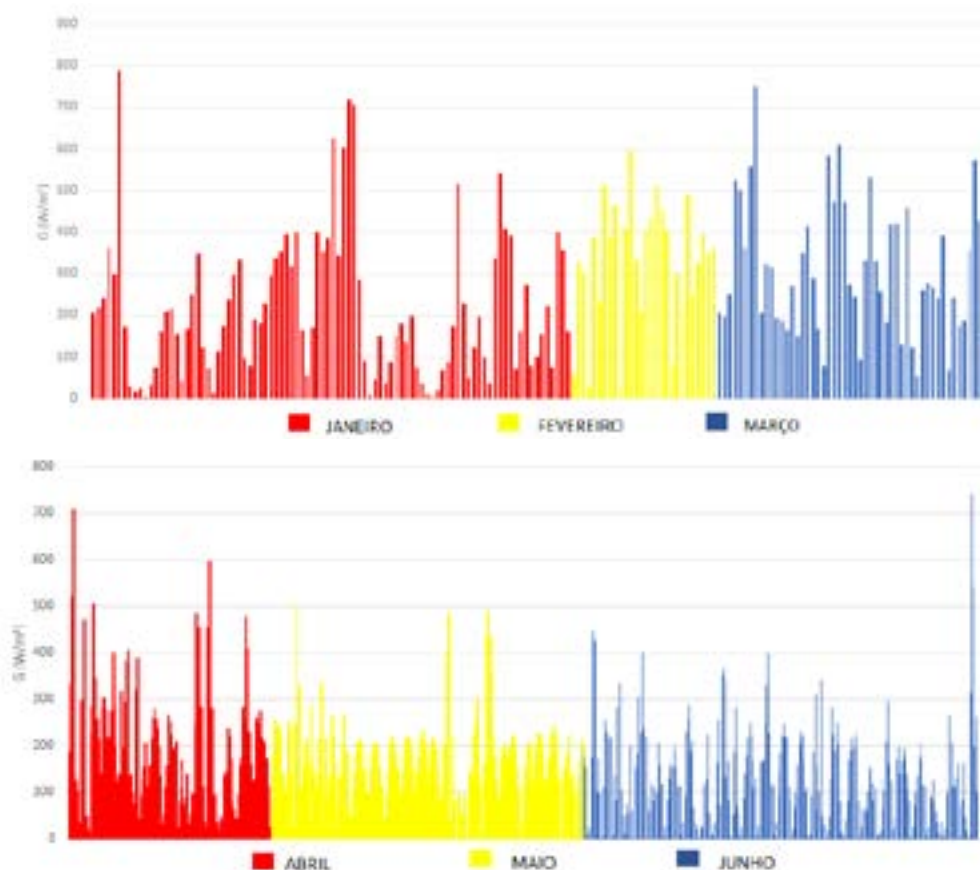
	MAI			JUN			JUL			AGO		
	Ur	La	Ar	Ur	La	Ar	Ur	La	Ar	Ur	La	Ar
Q1	0,22	0,26	0,26	0,10	0,17	0,11	0,06	0,08	0,07	0,11	0,17	0,13
Me	0,43	0,51	0,43	0,25	0,36	0,24	0,22	0,29	0,25	0,28	0,42	0,32
Q3	0,59	0,77	0,58	0,46	0,61	0,44	0,50	0,61	0,49	0,57	0,75	0,58

	SET			OUT			NOV			DEZ		
	Ur	La	Ar	Ur	La	Ar	Ur	La	Ar	Ur	La	Ar
Q1	0,09	0,13	0,08	0,10	0,16	0,12	0,14	0,23	0,18	0,12	0,23	0,16
Me	0,23	0,34	0,24	0,34	0,51	0,37	0,38	0,61	0,41	0,31	0,55	0,41
Q3	0,50	0,71	0,55	0,65	1,01	0,71	0,64	1,10	0,67	0,61	1,08	0,74

A cidade que apresentou uma menor dispersão, foi a cidade de Araranguá para o mês de maio, apresentando uma diferença entre Q1 e Q3 de 0,32 kW/m<sup>2</sup>. A maior dispersão para a cidade de Araranguá foi no mês de janeiro, apresentando uma diferença entre Q1 e Q3 de 0,68 kW/m<sup>2</sup>. A cidade de Urussanga também apresentou uma maior dispersão no mês de janeiro. A diferença no mês de janeiro para a cidade de Urussanga entre o valor de Q1 e Q3 foi de 0,63 kW/m<sup>2</sup>, próximo ao valor da cidade de Araranguá para o mesmo mês. A cidade de Urussanga apresentou um menor valor de dispersão para o mês de junho com uma diferença entre Q1 e Q3 de 0,36 kW/m<sup>2</sup>.

A partir dos gráficos de amplitudes apresentados na Figura 3, foi observado os períodos de maior dispersão da radiação solar para a área geográfica das três cidades. A partir da Figura 3 foi observado que para o mês de janeiro houve uma menor dispersão entre as três cidades ao longo do mês. Para o mês de novembro e dezembro pode-se observar uma maior dispersão. Um número maior de amplitudes acima dos 800 W/m<sup>2</sup> foi observada nesses dois meses.



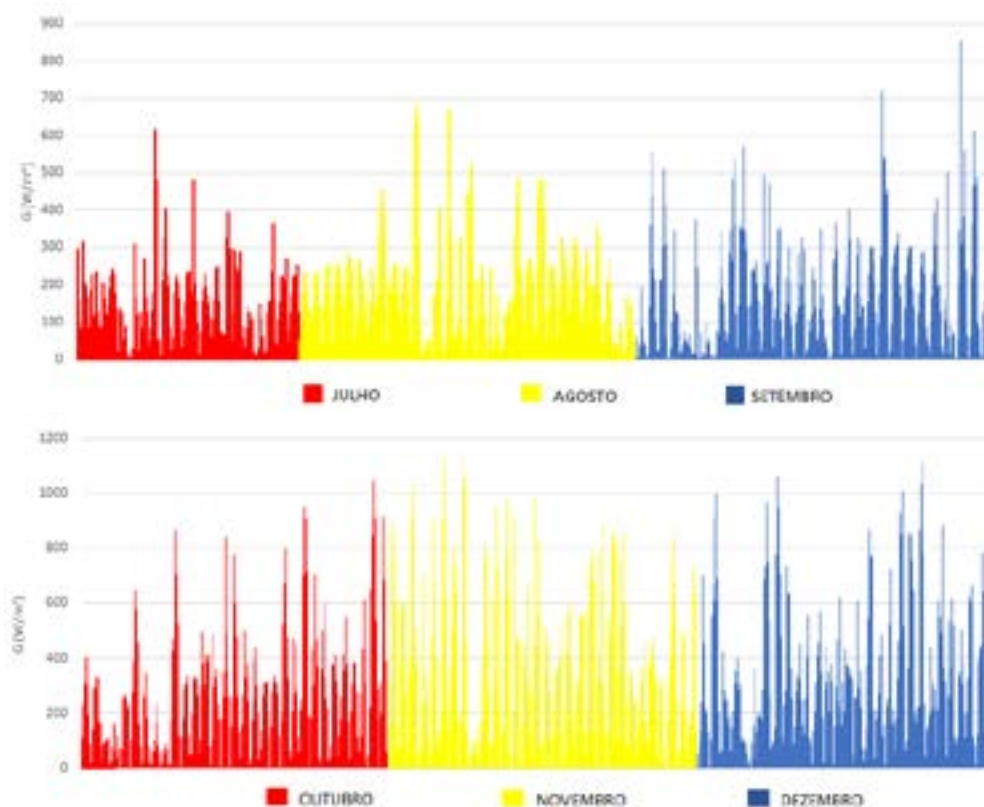


Figura 3: Amplitude dos valores horários de irradiância entre as três cidades.

Para a estação de verão apresentada na Figura 3, algumas amplitudes chegaram a ultrapassar o valor de  $700 \text{ W/m}^2$  para os meses de janeiro e março. Para a estação de outono dois valores de amplitudes ultrapassaram o valor de  $700 \text{ W/m}^2$ , um em abril e outro em junho. Para estação de inverno o mês de junho obteve valores de amplitudes acima de  $700 \text{ W/m}^2$ . A estação da primavera apresentou alguns valores de amplitudes acima de  $1000 \text{ W/m}^2$ . Os valores maiores de amplitudes nessa estação, são devido a região sul de Santa Catarina apresentar dias ensolarados no período da manhã e no período da tarde o aparecimento de nuvens e chuva.

A partir da Figura 4 se pode observar a dispersão da irradiação média diária mensal para cada cidade. Nos meses de janeiro, fevereiro, março, novembro e dezembro houve uma dispersão maior entre os valores médios de cada cidade. No mês de novembro, a cidade de Laguna apresentou o maior valor médio de  $8,31 \text{ kWh/m}^2.\text{dia}$ . A cidade de Urussanga apresentou valor médio de  $5,23 \text{ kWh/m}^2.\text{dia}$ . O mês de dezembro foi o segundo mês com maiores dispersões. Para o mês de dezembro, a cidade de Laguna apresentou valor médio de  $7,94 \text{ kWh/m}^2.\text{dia}$  e a cidade de Urussanga valor de  $4,9 \text{ kWh/m}^2.\text{dia}$ . A partir da Figura 4 se pode observar uma menor dispersão para as cidades de Araranguá e Urussanga. Essa menor dispersão de irradiância entre as cidades de Araranguá e Urussanga, é devido as duas cidades estarem em uma distância mais próxima em relação uma da outra e as estações meteorológicas estarem localizadas em uma região mais continental.

Os meses da estação de verão e primavera apresentam maiores dispersões entre as cidades devido a maior instabilidade do tempo nesse período. Os dias da estação de primavera e verão apresentam maiores instabilidades devido possuir dias ensolarados no período da manhã e presença de nuvens ou de chuva no período da tarde. Através desse fenômeno ocorre um aumento da dispersão nos valores de radiação solar.



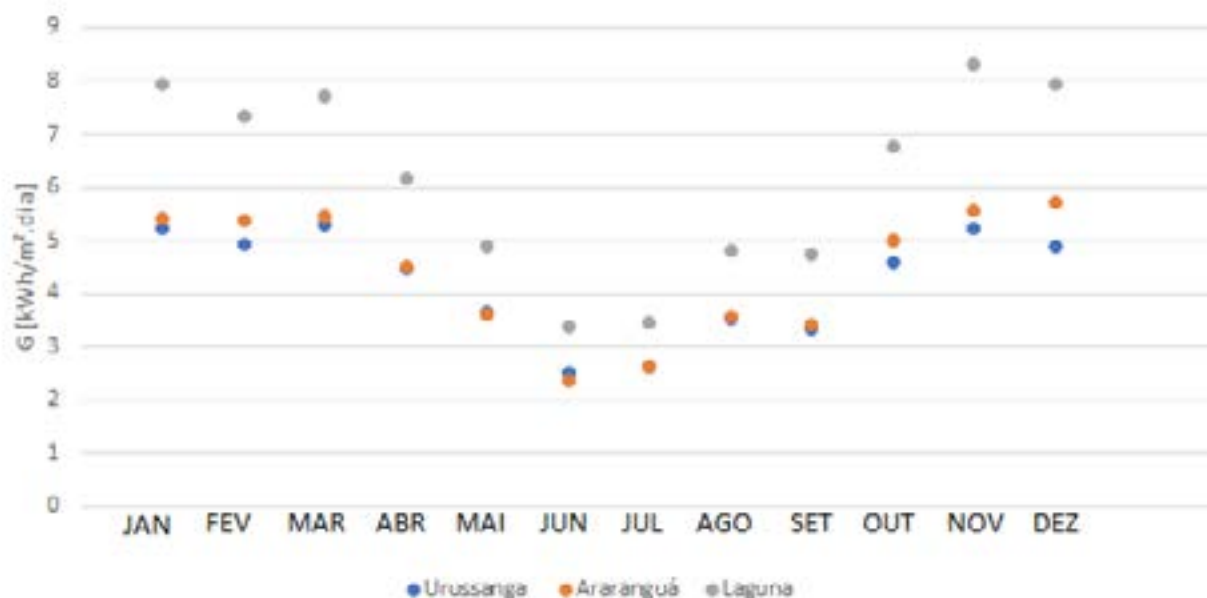


Figura 4: Dispersão da Irradiação solar média diária para cada cidade.

A Tabela 3 apresenta a média, o desvio padrão e o coeficiente de variação entre a radiação média diária mensal das três cidades. A maior média de irradiação para as três cidades foi no mês de novembro com um valor de 6,36 kWh/m<sup>2</sup>.dia. A menor média foi para o mês de junho com valor de 2,76 kWh/m<sup>2</sup>.dia. Esses valores máximos e mínimos já eram esperados, devido que na estação de verão apresenta maiores valores de irradiação e na estação de inverno apresenta menores valores de irradiação.

O maior valor de desvio padrão foi para o mês de novembro com um desvio de 1,69 kWh/m<sup>2</sup>.dia e o menor desvio foi para o mês de julho, com um desvio de 0,47 kWh/m<sup>2</sup>.dia. O maior CV foi para o mês de novembro com um coeficiente de 26,56 % de variação entre as cidades. O menor CV foi para o mês de julho com um valor de 16,27 %.

Tabela 3: Irradiação solar diária mensal em kWh/m<sup>2</sup>.dia, média, desvio padrão e coeficiente de variação para as três cidades.

	Urussanga [kWh/m <sup>2</sup> .dia]	Araranguá [kWh/m <sup>2</sup> .dia]	Laguna [kWh/m <sup>2</sup> .dia]	$\bar{x}$ [kWh/m <sup>2</sup> .dia]	S [kWh/m <sup>2</sup> .dia]	CV [%]
Janeiro	5,23	5,40	7,94	6,19	1,51	24,47
Fevereiro	4,94	5,37	7,34	5,88	1,27	21,72
Março	5,30	5,47	7,72	6,16	1,34	21,85
Abril	4,49	4,50	6,17	5,05	0,97	19,15
Mai	3,63	3,61	4,89	4,04	0,73	18,19
Junho	2,50	2,37	3,41	2,76	0,56	20,41
Julho	2,62	2,65	3,46	2,91	0,47	16,27
Agosto	3,52	3,56	4,80	3,96	0,73	18,36
Setembro	3,36	3,43	4,74	3,84	0,77	20,16
Outubro	4,58	4,76	6,78	5,37	1,22	22,70
Novembro	5,23	5,55	8,31	6,36	1,69	26,56
Dezembro	4,89	5,73	7,93	6,18	1,57	25,34

#### 4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

O valor máximo de irradiação foi para a cidade de Laguna no mês de dezembro com valor de 1,425 kW/m<sup>2</sup>. Para o mesmo mês, a cidade de Urussanga obteve um valor máximo de 1,141 kW/m<sup>2</sup> e para a cidade de Araranguá um valor máximo de 1,068 kW/m<sup>2</sup>. Os valores próximos de 1,4 kW/m<sup>2</sup> nos

meses de janeiro, novembro e dezembro para a cidade de Laguna são devido aos efeitos de espalhamento por bordas das nuvens, ou por efeito lente da radiação solar.

Em todos os meses do ano a cidade de Laguna apresentou uma maior dispersão da irradiância solar quando comparado com as outras duas cidades. Essa maior dispersão vem da estação meteorológica da cidade de Laguna ser muito afastada do continente. Através da aproximação da estação meteorológica com o mar, a dispersão da radiação é maior.

A dispersão da radiação solar é maior em regiões litorâneas, devido ocorrer uma maior probabilidade de ventos na região e com isso ocorrer uma grande circulação de nuvens. Através desses resultados, a cidade de Laguna teria uma grande desvantagem para a construção de uma usina solar fotovoltaica, quando comparada com as outras duas cidades.

A região entre Araranguá e Urussanga apresentaram uma menor dispersão dos valores médios de irradição. A cidade de Araranguá apresentou a menor dispersão no mês de maio, apresentando uma diferença entre Q1 e Q3 de 0,32 kW/m<sup>2</sup>. A cidade de Urussanga apresentou no mesmo mês uma diferença entre o valor de Q1 e Q3 de 0,37 kW/m<sup>2</sup>. A cidade de Urussanga apresentou um menor valor de dispersão para o mês de junho com uma diferença entre Q1 e Q3 de 0,36 kW/m<sup>2</sup>. Através desses resultados, a região entre a cidade de Araranguá e Urussanga se mostrou com uma menor dispersão da irradição solar e seria a região mais promissora para a instalação de uma usina solar fotovoltaica.

O maior valor de CV foi de 26,56 % para o mês de novembro, devido ao mês de novembro ter apresentado os valores de irradição solar diária mensal mais alto para a cidade de Laguna. O menor valor de CV foi de 16,27 % para o mês de julho. O maior valor de S foi de 1,69 kWh/m<sup>2</sup>.dia para o mês de novembro e o menor valor de S foi de 0,47 kWh/m<sup>2</sup>.dia para o mês de julho. O maior valor de  $\bar{x}$  foi para o mês de novembro com um valor de 6,36 kWh/m<sup>2</sup>.dia e o menor valor de  $\bar{x}$  foi para o mês de junho com um valor de 2,76 kWh/m<sup>2</sup>.dia.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) à Universidade Federal Do Rio Grande do Sul (UFRGS) à Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC) e ao Instituto Nacional de Meteorologia INMET pelos dados disponíveis.

#### 5. REFERÊNCIAS

- [1] LORENZO, E. Radiación Solar y Dispositivos Fotovoltaicos, Electricidad Solar Fotovoltaica, V. II, Espanã, 2006.
- [2] PINHO, J. T., GALDINO, M. A. Manual de engenharia para sistemas fotovoltaicos. Rio de Janeiro, (2014).
- [3] PEREIRA, E. B.; MARTINS, F. R.; GONÇALVES, A. R.; COSTA, R. S.; LIMA, F. J. L.; RÜTHER, R.; ABREU, S. L.; TIEPOLO, G. M.; PEREIRA, S. V.; SOUZA, J. G. Atlas Brasileiro de Energia Solar, 2<sup>a</sup> edição, pp. 88. São José dos Campos, 2017.
- [4] DYRESON, A. R.; MORGAN, E. R.; MONGER, S. H.; ACKER, T. L. Modeling solar irradiance smoothing for large PV power plants using a 45-sensor network and the Wavelet Variability Model. Solar Energy, v. 110, pp. 482-495, 2014.
- [5] ESPINOSA-GARIVA, M. J.; AGÜERA-PÉREZ, A.; PALOMARES-SALAS, J. C.; GONZÁLEZ-DE-LA-ROSA, J. J.; SIERRA-FERNÁNDEZ, J. M.; FLORENCIAS-OLIVEROS, O. Cloud motion estimation from small-scale irradiance sensor networks: General analysis and proposal of a new method, Solar Energy, v. 202, pp. 276-293, 2020.

- [6] DGS – Deutsche Gesellschaft für Sonnenenergie. Planning & Installing Photovoltaic Systems – A guide for installers, architects and engineers. Earth- scan, UK, 2008. ISBN 978-1-84407-442-6.
- [7] CHIGUERU, T.; LEAL, S. S.; Enhancement of UV Radiation by Cloud Effect in NE of Brazil. International Journal of Photoenergy, Hindaw, 2017, 9p.
- [8] ZOMER, C.; RÜTHER, R. Simplified method for shading-loss analysis in BIPV systems. Part 2: Application in case studies. Energy and Buildings, v. 141, p. in press-83-95, 2017.
- [9] ALMEIDA, M. P.; ZILLES, R.; LORENZO, E. Extreme overirradiance events in São Paulo, Brazil, Solar Energy, v. 110, pp. 168-173, 2014.
- [10] DE PESQUISA ENERGÉTICA, EPE – Empresa. Balanço energético nacional: Relatório final de 2020. Rio de Janeiro: Ministério de Minas e Energia, 2020.
- [11] BABAR, B.; GRAVERSEN, R.; BOSTRÖM, T. Solar radiation estimation at high latitudes: Assessment of the CMSAF databases, ASR and ERA5. Solar Energy, v. 182, pp. 397-411, 2019.



40<sup>th</sup> SENAFOR

24<sup>th</sup> International Forging Conference

23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming

Conference / 7<sup>th</sup> BrDDRG Congress

10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

Centro de Eventos do Hotel Continental - Porto Alegre/RS

October 13-15, 2021

# ESTUDO DAS METODOLOGIAS DE MEDIÇÃO E ANÁLISE DA DISPERSÃO ESPACIAL DA RADIAÇÃO SOLAR EM ÁREAS DE USINAS FOTOVOLTAICAS

Eduardo da Silva Almerão <sup>(1)</sup>

André Possamai Rosso <sup>(2)</sup>

Giuliano Arns Rampinelli <sup>(3)</sup>

Lírio Schaeffer <sup>(4)</sup>

## RESUMO

Diante da importância de otimizar o aproveitamento do recurso solar e reduzir os impactos causados pela variabilidade da radiação solar no desempenho de sistemas fotovoltaicos, é ideal obter o perfil de comportamento da radiação solar nas áreas de interesse. A medição da radiação solar é indispensável para projetos de captação e conversão da energia solar em outros tipos de energia. Os piranômetros e as células de referência são alguns dos dispositivos utilizados no processo de medição da radiação solar global (difusa + direta) que estão disponíveis comercialmente. A geração de energia elétrica em usinas fotovoltaicas tem natureza estocástica, o que significa que é seu perfil é variável ao longo do tempo, sendo dependente dos ângulos de altura solar e azimute solar e das condições meteorológicas, como por exemplo, a movimentação das nuvens sobre a área da usina. Possuir acesso a informações precisas dos valores de radiação solar, disponibiliza dados importantes a respeito da variabilidade da radiação disponível para a conversão fotovoltaica. A partir do conhecimento dessas incertezas é possível gerenciar a energia elétrica injetada na rede de transmissão ou distribuição de energia. O objetivo deste artigo é realizar uma revisão das metodologias que estão sendo utilizadas no estudo da dispersão espacial da radiação solar em áreas de usinas fotovoltaicas e como estas distribuições afetam as redes elétricas e o próprio sistema fotovoltaico. Na revisão, os estudos que abordam o assunto contabilizaram um número total de artigos de 67.138. A metodologia obtida na análise bibliográfica demonstrou que os módulos fotovoltaicos podem ser usados como dispositivos para medir a irradiação sobre usinas fotovoltaicas. O movimento das nuvens sobre um ou mais módulos fotovoltaicos causam significativas flutuações de energia em uma usina fotovoltaica. Os estudos enfatizam o uso de diversos sensores para medir a irradiação sobre usinas centralizadas, afim de obter resultados confiáveis e condizentes com a geração real de energia, além de demonstrarem que o uso de modelos empíricos para estimar a irradiação global sobre condições específicas de céu claro, com o uso de parâmetros meteorológicos anuais, apresenta bons resultados quando comparados com a irradiação medida através de estações meteorológicas.

**Palavras-chave** — Dispersão Geográfica da Irradiação, Monitoramento da Irradiação, Flutuação Fotovoltaica, Produção de Energia Solar Fotovoltaica.

<sup>(1)</sup> Eduardo da Silva Almerão, Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil, [eduardosa630@gmail.com](mailto:eduardosa630@gmail.com)

<sup>(2)</sup> André Possamai Rosso, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, [possamairosso@yahoo.com.br](mailto:possamairosso@yahoo.com.br)

<sup>(3)</sup> Giuliano Arns Rampinelli, Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil, [giuliano.rampinelli@ufsc.br](mailto:giuliano.rampinelli@ufsc.br)

<sup>(4)</sup> Lírio Schaeffer Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, [schaeffer@ufrgs.br](mailto:schaeffer@ufrgs.br)

## 1. INTRODUÇÃO

A conversão da energia solar em energia elétrica cresce gradualmente em cenário mundial e nacional. Em fevereiro de 2021 a potência instalada total no Brasil chegou a 8 GW (centralizada + distribuída) [1], e as perspectivas são de que o país continue nesta tendência crescente. Com aumento da produção da energia elétrica no território nacional através dos sistemas de energia solar, é indispensável conhecer o perfil de irradiação no território brasileiro. Estudar o recurso solar da área de instalação da planta fotovoltaica é de suma importância pois permite estimar a potência e a quantidade de horas disponível para a geração.

Estudos que buscam prever o comportamento da irradiação solar fornecem informações sobre a variabilidade da geração de energia elétrica em uma usina solar fotovoltaica. A potência elétrica produzida por um sistema fotovoltaico é resultado direto da incidência solar que atinge a área correspondente a um sistema, logo quanto maior a irradiação solar sobre um sistema, maior será a produção de energia elétrica.

As usinas fotovoltaicas dependem exclusivamente da radiação solar que atinge sua região de instalação, por este motivo a geração de energia elétrica é restrita aos períodos que o recurso solar estiver disponível para a conversão. Devido ao movimento aparente do sol, o pico de geração ocorre próximo as 12 horas e reduz gradativamente a geração no período da tarde. Além da área favorável para a geração de energia fotovoltaica, é importante estar atento a aspectos como a eficiência da conversão fotovoltaica, que pode ser prejudicada devido a temperatura, em um dia quente e ensolarado, o sistema fotovoltaico estará 20 °C acima da temperatura ambiente, altas temperaturas afetam as células de silício reduzindo a tensão por elas produzidas em torno de 0,5% por °C [2]. Outra fonte de importante atenção é a variabilidade meteorológica, apesar de possuir menor previsibilidade, à medida que uma nuvem se movimenta sobre a extensão da usina, cada módulo fotovoltaico é impactado pelo sombreamento em um momento diferente, dependendo da localização do módulo e da extensão geográfica da nuvem [3]. Esta imprevisibilidade devido a fatores meteorológicos ocasiona uma não constância na geração de energia. Se o sistema estiver conectado à rede elétrica, a rede seguirá estas mesmas variações [4]. Através do conhecimento das variações é possível gerenciar a entrada de energia na rede elétrica reduzindo distúrbios e flutuações que possam prejudicar a rede de transmissão de energia. [5]

Para monitorar o recurso solar existem dispositivos disponíveis no mercado com esta finalidade. O piranômetro é um instrumento para medição da radiação global (difusa + direta). Existem dois tipos principais de piranômetros: piranômetro termoeletrico e piranômetro fotovoltaico [6], [7] e [8]. Os piranômetros do tipo fotovoltaico são compostos por uma célula fotovoltaica de pequena dimensão e atualmente, são os dispositivos mais utilizados para a medição da radiação solar. A vantagem dos piranômetros fotovoltaicos são o seu baixo custo comparado com o piranômetro termoeletrico e a não necessidade da correção espectral já que o sensor é uma célula fotovoltaica de c-Si com uma faixa espectral entre 400 a 1100 nm, semelhante ao módulo fotovoltaico [9]. Além dos piranômetros, as células e módulos de referência também são dispositivos que atuam como sensores para medição da irradiação, a calibração de ambos pode ser realizada através de um simulador solar método (*indoor*), ou em ambiente aberto método (*outdoor*). Objetiva-se com estes instrumentos conhecer o comportamento da radiação disponível em áreas específicas do planeta.

## 2. RADIAÇÃO SOLAR NA SUPERFÍCIE DA TERRA

A radiação solar incidente sobre uma superfície receptora é constituída por uma componente direta e por uma componente difusa (Figura 1). A componente direta é aquela que atravessa diretamente a atmosfera terrestre sem sofrer espalhamento e produz sombras nítidas, enquanto a componente difusa é aquela proveniente de todas as direções e que atinge a superfície após sofrer espalhamento ao entrar na atmosfera terrestre [7], [8] e [10].

Em um dia de céu totalmente claro, 20% da radiação solar que atinge a superfície são da componente difusa. Em um dia totalmente nublado, 100% são da componente difusa. Se a superfície estiver inclinada em relação ao solo, uma terceira componente é notada na Figura 1, que é a componente refletida pelo entorno da superfície (vegetação, solo, obstáculos, etc), o coeficiente de



reflexão destas superfícies é denominado de Albedo [7], [8] e [10].

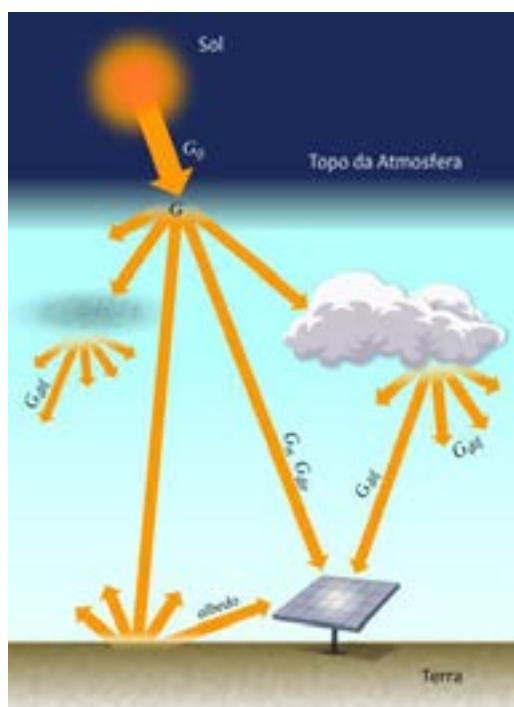


Figura 1: Componentes da radiação solar. Adaptado de [11]

Normalmente ou frequentemente, alguns processos físicos como: moléculas de gases atmosféricos através das partículas em suspensão, processos físicos de absorção que ocorrem com moléculas de ozônio (O<sub>3</sub>), vapor de água, oxigênio (O<sub>2</sub>) e dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>), atenuam a irradiação solar. Essa atenuação faz com que a irradiância que chega na superfície da Terra, atinja seu valor máximo de aproximadamente 1000 W/m<sup>2</sup> no meio dia solar (momento do dia em que o Sol está em uma posição mais elevada e assim a radiação solar percorre uma espessura menor da atmosfera) em condições de céu claro [11].

Valores de até 1400 W/m<sup>2</sup> por curtos períodos do tempo podem ser observados em condições de nebulosidade parcial como consequência do espalhamento por bordas de nuvens, ou por efeito lente causado pela geometria Sol/Nuvens/Terra. Durante um determinado período em um dia, a diferença de irradiação não é causada apenas pelo movimento das nuvens, mas também pelo efeito lente, podendo elevar drasticamente o valor da irradiância [12] e [13].

Em pesquisas realizadas no território brasileiro [14] registrou valores de irradiância global horizontal de até 1822 W/m<sup>2</sup>. Valores elevados de irradiância também foram encontrados por [15], que presenciaram na cidade de São Paulo, valores de até 1590 W/m<sup>2</sup>.

## 2.1. PIRANÔMETROS E CÉLULAS DE REFERÊNCIA

### 2.1.1. PIRANÔMETRO TERMOELÉTRICO

Os piranômetros termoeletrônicos (figura 2) possuem como sensor uma termopilha. A termopilha é construída com múltiplos termopares em série, com a junção quente enegrecida faceando o sol e a junção fria na parte inferior. O sensor está acoplado com um ou dois hemisférios de cristal em sua volta. A principal finalidade dos hemisférios de cristal é evitar efeitos transientes causados por resfriamentos convectivos do sensor e excluir radiação de onda larga do céu e da terra. No caso quando se usa dois hemisférios, as trocas de radiação no infravermelho acontecem entre o hemisfério externo e (+ frio) e o interno (+ quente), minimizando dessa maneira a troca direta no infravermelho entre o hemisfério externo e o sensor quente [10].



Figura 2: Piranômetro termoeletrico com dois hemisférios de cristal. Adaptado de [16]

Estes instrumentos são normalmente utilizados em pesquisas de campo onde o nível de exatidão deve ser elevado. É comum também ser usado para calibrações, devida a capacidade de medir a radiação solar em praticamente todo o seu espectro, de 300 nm á 3000 nm. [17]

### 2.1.2. PIRANÔMETRO FOTOVOLTAICO

Os piranômetros fotovoltaicos (figura 3), são compostos por uma célula de silício fotovoltaica de pequena dimensão. Este instrumento está sendo cada vez mais utilizado para a medição da radiação solar devido ao seu baixo custo quando comparado a piranômetros termoeletricos. A resposta quase instantânea faz com que esses sensores sejam bastante úteis para o uso tanto isolados quanto em redes solarimétricas ou para a detecção de rápidas flutuações [18]. Os piranômetros fotovoltaicos não dependem de correção espectral já que o sensor é uma célula fotovoltaica de c-Si com uma faixa espectral semelhante de um módulo fotovoltaico [9]. Sua desvantagem está ligada a uma menor precisão em comparação as medidas de um piranômetro termoeletrico [8], [10]. A principal origem da menor precisão deste tipo de piranômetro é a sua resposta espectral que está limitada entre 400 a 1100 nm. Os piranômetros fotovoltaicos que utilizam células de c-Si trazem incertezas que podem chegar a 5 % em relação ao piranômetro termoeletrico que responde até 3000 nm.



Figura 3: Piranômetro Fotovoltaico [7 (8)].

### 2.1.3. CÉLULAS DE REFERÊNCIA

A célula de referência utilizada para a medição da radiação solar é um dispositivo que apresenta resposta na ordem de microssegundos semelhante ao piranômetro fotovoltaico e possui a mesma estrutura de um módulo fotovoltaico convencional. Sua composição é caracterizada por células de silício conectadas em série, que são envolvidas por um polímero encapsulante (EVA) e dispostas

sobre uma base de tedlar, o dispositivo também recebe uma estrutura de vidro que atua na proteção contra esforços mecânicos, além de uma borda metálica que garante a junção dos equipamentos.

A calibração dos piranômetros e das células de referência pode ser realizada tanto em ambiente *indoor* quanto *outdoor*, porém os piranômetros são calibrados tendo o World Radiance Reference (WRR) como uma absoluta referência, diferente das células e módulos de referência [19, 20, 21].

Para um célula de c-Si a calibração pode ser feita em um simulador solar (calibração *indoor*) [22]. Ou em um ambiente externo usando a luz natural do sol e um piranômetro de alta estabilidade (calibração *outdoor*). A figura 4 apresenta uma célula de referência usada para a medição da radiação solar.

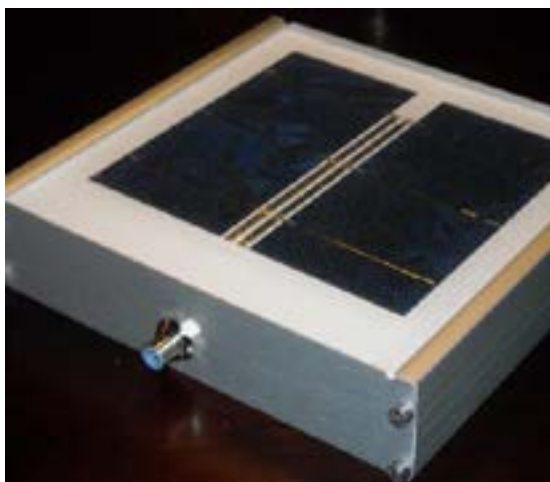


Figura 4: Célula Solar de Referência. Adaptado de [23]

## 2.2. VARIABILIDADE DA RADIAÇÃO SOLAR EM USINAS FOTOVOLTAICAS

Fontes de energia renovável como a solar fotovoltaica apesar de serem fontes limpas e não prejudicarem o meio ambiente com a emissão de gases, são consideradas fontes de energia variável. Existe uma crescente preocupação sobre os efeitos e fenômenos que esta instabilidade possa vir a causar ao sistema. Para as redes com alta penetração de energia solar, mudanças repentinas na geração de energia podem causar variações indesejáveis na tensão da rede elétrica. De acordo com [24], em teoria é possível ocorrer instabilidades quando a irradiação solar dentro de uma pequena área exceder 40%.

Em pequenas escalas de tempo como 1 minuto, a variação da energia solar é principalmente causada pelo movimento das nuvens sobre a planta solar fotovoltaica. Enquanto um único módulo fotovoltaico pode produzir com grande variação devido ao sombreamento das nuvens, em um sistema geograficamente extenso de módulos fotovoltaicos esta variação será suavizada na produção de energia total [25].

Esta variação da produção da energia solar fotovoltaica vem a criar problemas tanto para os módulos quanto para a rede elétrica, como: Fluxo de energia reverso, causado pela geração de energia muito maior do que a demanda consumida, este fenômeno ocorre quando a tensão de circuito aberto *voc* de uma string tem valor menor do que as outras strings do sistema, este fenômeno acaba por reduzir a vida útil do transformador devido a ajustes rápidos e recorrentes.

Levando em consideração a importância de caracterizar o perfil de comportamento da irradiação em áreas geográficas e usinas fotovoltaicas, este trabalho apresenta métodos que estão sendo utilizados para o estudo da dispersão geográfica da irradiação.

## 3. METODOLOGIA

A busca por bibliografias referentes ao estudo foi realizada através da avaliação bibliográfica dos artigos disponíveis em portais e revistas científicas. A pesquisa focou na busca por artigos relacionados a variação da energia produzida por módulos fotovoltaicos, dispersão da irradiação

sobre a área de geração e seus efeitos e impactos sobre a rede elétrica.

### 3.1. METODOLOGIA DE PESQUISA

A busca por pesquisas científicas foi realizada através de uma revisão sistemática da literatura, para a pesquisa deste artigo, os seguintes termos foram usados: “(Irradiance Geographic Dispersion, Irradiance Monitoring, Photovoltaic Power Fluctuations, Photovoltaic Variability)” e “( Dispersão Geográfica da Irradiação, Monitoramento da Irradiação, Flutuações da Energia Solar, Variação Fotovoltaica)” na Science Direct, no Portal de Periódicos CAPES, IEEE XPlore Digital Library e na Revista Brasileira de Energia Solar, conforme apresentada na tabela 1.

Os artigos foram classificados em: Engineering, Environmental Sciences, Solar Irradiation, Solar Energy, Physics, Irradiance, Photovoltaic Cells, Solar Cells, Energy, Electric Power Generation, Fluctuations, Renewable Energy, Variability, Sunlight, Power Grids, Atmospheric Irradiation e Power Generation Control.

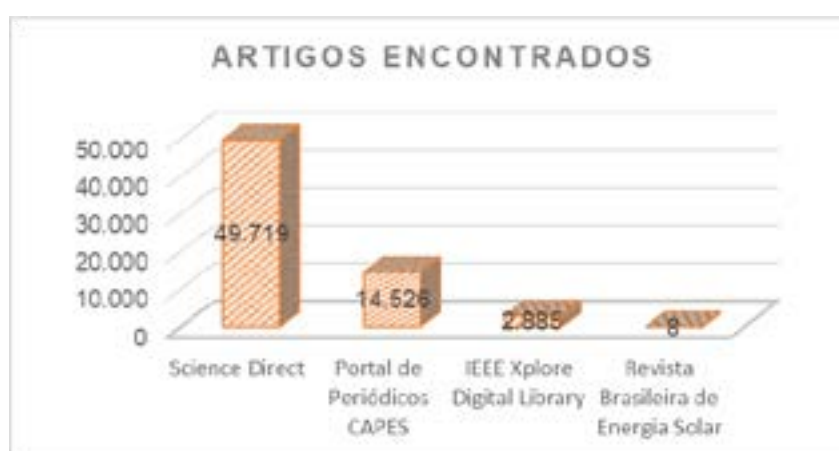
Os artigos encontrados com os termos de busca e os filtros citados aplicados totalizaram 67.138 (sessenta e sete mil cento e trinta e oito), mas para a elaboração deste artigo, apenas pesquisas que estudam a variação geográfica da irradiação, e seus efeitos nas redes de transmissão e distribuição foram considerados.

**Tabela 1:** Revisão da literatura.

Fonte	Artigos Encontrados	Artigos Filtrados	Artigos Relacionados ao estudo
Science Direct	49.719	40	22
Portal de periódicos CAPES	14.526	80	42
IEEE XPlore Digital Library	2.885	35	21
Revista Brasileira de Energia Solar	8	8	2
Total	67.138	163	87

## 4. RESULTADOS

O resultado da revisão da bibliografia disponível nas figuras 5 e 6 mostram que a pesquisa por entender e prever o comportamento da irradiação e seus efeitos sobre usinas fotovoltaicas é um tema científico mundialmente debatido, mas com pouca pesquisa ainda realizada no Brasil, o que demonstra ser uma área favorável à pesquisa, visto o potencial solar do território brasileiro e a necessidade crescente de incorporar fontes fotovoltaicas na matriz energética do país.



**Figura 5:** Artigos encontrados na revisão bibliográfica.

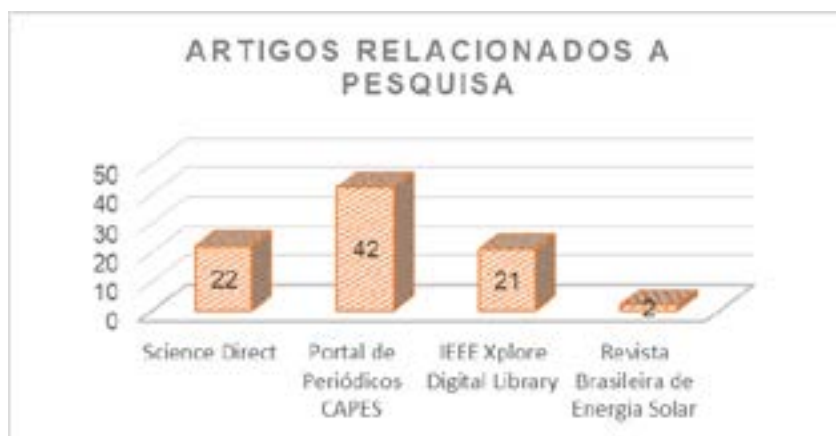


Figura 6: Artigos com tema de pesquisa relacionados ao assunto.

#### 4.1. PANORAMA DOS ESTUDOS REALIZADOS

O clima corresponde a um importante aspecto a ser considerado, locais com grande concentração de nuvens e clima instável apresentam desvantagens para a geração de energia solar fotovoltaica, por este motivo é comum que usinas de grande porte sejam instaladas em locais de menor variabilidade climática.

No Havaí (EUA) realizou-se um estudo para entender o que acontece quando as nuvens passam sobre uma planta fotovoltaica, o estudo feito na ilha Oahu coletou dados com intervalos de 1s durante o período de um ano, esta informação coletada pode ser usada para entender o que acontece em uma planta fotovoltaica em intervalos pequenos de tempo. Ao todo 17 estações foram usadas, todas fazendo medições exatamente ao mesmo tempo. Os módulos fotovoltaicos respondem rapidamente ao sombreamento sendo esse de causas naturais ou não, este é o motivo de usar intervalos curtos. A conclusão do estudo é que a passagem de nuvens sobre um ou mais módulos fotovoltaicos pode causar “saltos” significantes em um intervalo curto de tempo, e com as energias renováveis estando cada vez mais incorporadas das matrizes energéticas, estes efeitos acarretam em problemas como a flutuação energética [26].

Na região correspondente ao litoral sul catarinense, serra e cidades adjacentes uma análise realizada por [27] utilizando os dados disponíveis na página do Instituto Nacional de Meteorologia (INMET), apontou dentre as cidades analisadas que Laguna cidade localizada no litoral sul catarinense apresenta a maior dispersão da irradiação analisada da região.

O estudo feito por [28] analisou como a irradiação solar varia no decorrer de um ano em seis plantas de 18 MWP e investigaram a ocorrência das flutuações de potência nas usinas fotovoltaicas. Além destes também há estudos a respeito da variabilidade da irradiação em sistemas fotovoltaicos com armazenamento em bancos de baterias realizados por [29] para entender como esta variação afetam o sistema.

Módulos fotovoltaicos foram utilizados como módulos de referência para ler dados de irradiação, estes sensores foram alocados no nível do mar para realizar a medição de cinco sistemas fotovoltaicos dispostos em diferentes orientações e inclinação. [30]

Medir a irradiação somente em um ponto da usina solar fotovoltaica poderá resultar em valores que não condizem com a realidade de toda a irradiação que incide sobre uma usina. A dispersão geográfica na geração centralizada pode afetar severamente os valores medidos em um único local da planta solar, afetando os resultados de geração [19]. A variação da radiação sobre as usinas de geração centralizada reflete diretamente na energia gerada, tornando assim, comuns episódios de flutuações de energia [31].

Fazendo o uso de parâmetros anuais meteorológicos, o trabalho de [32], estimou o valor da irradiação global sobre superfícies horizontais com os modelos de Lacis & Hansen, Davies & Hay, Bird & Hulstrom e Atwater & Ball, para quatro cidades do Marrocos, Missour, Erfoud, Zagora e Tan-Tan, os resultados obtidos foram comparados com os dados de estações meteorológicas. Os



modelos de Lacis & Hansen, Davies & Hay e Atwater & Ball, produziram resultados similares e subestimaram a irradiância global. O modelo de Bird & Hulstrom, demonstrou valores próximos dos medidos por estações meteorológicas.

## 5. CONCLUSÃO

O número de usinas de geração de energia solar centralizada e distribuída está sofrendo uma grande expansão no Brasil, o estudo da revisão bibliográfica deixa explícita a importância de possuir o conhecimento do perfil de comportamento da radiação solar, visto que a dispersão da radiação ocasionada por condições meteorológicas pode afetar diretamente a qualidade da energia elétrica que é entregue à rede de transmissão e distribuição.

Os autores também destacam a importância do uso de mais de um sensor para medir a irradiação sobre usinas de geração centralizada, pois considerando áreas de extensa dispersão geográfica, o uso de um único sensor resultará em valores não compatíveis com a real radiação da localidade desejada.

Modelos empíricos apresentam bons resultados ao estimar a radiação sobre uma área geográfica, a diferença entre os modelos citados na revisão bibliográfica é menor que 30%, essa diferença se deve a da radiação refletida.

A variação do recurso solar compõe um papel primordial no processo da geração fotovoltaica, é indispensável a pesquisa sobre a influência da radiação solar, não apenas sobre usinas geradoras de energia, mas também sobre a geografia do território brasileiro, considerando os altos valores de radiação que o país disponibiliza durante o ano.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Coordenadoria de Aperfeiçoamento Pessoal de Nível Superior (CAPES) à UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA (UFSC) e à UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL (UFRGS).

## 6. REFERÊNCIAS

- [1] ABSOLAR. Fonte solar fotovoltaica soma 270 MW de potência instalada no Brasil nos primeiros dois meses de 2021. Disponível em: <https://www.absolar.org.br/noticia/fonte-solar-fotovoltaica-soma-270-mw-de-potencia-instalada-no-brasil-nos-primeiros-dois-meses-de-2021/>. Acesso em: 26 jun. 2021.
- [2] KERN, E.C.; GULACHENSKI, E.M.; KERN, G.A. Clouds effects on distributed photovoltaic generation: slow transients at the gardner, massachussetts photovoltaic eperiment. IEEE Transactions on Energy Conversion, v.4, n.2, p. 184-190, June 1989.
- [3] Dyreson, A. R.; Morgan, E. R.; Monger, S. H.; Acker, T. L. Modeling solar irradiance smoothing for large PV power plants using a 45-sensor network and the Wavelet Variability Model. Solar Energy, v. 110, pp. 482-495, 2014.
- [4] JEWELL, W.; RAMAKUMAR, R. The effects os moving clouds on electric utilities with dispersed photovolotaic generation. IEEE Transactions on Energy Conversion, EC-2, n.4, p.570-576, December 1987.
- [5] Bakker, K; Whan, K.; Knap, W.; Schmetts, M. Comparison of statistical post-processing methods for probabilistic NWP forecasts of solar radiation. Solar Energy, v. 191, pp. 138-150, 2019.
- [6] Duffie J. A. e Beckman W. A. Solar Engineering of Thermal Processes, 3ª edição, pp. 926. Wiley Interscience, New York, 2006.
- [7] Lorenzo, E. Radiación Solar y Dispositivos Fotovoltaicos, Electricidad Solar Fotovoltaica, V. II, Espanã, 2006.
- [8] Pinho, J. T., Galdino, M. A. Manual de engenharia para sistemas fotovoltaicos. Rio de Janeiro, 2014.
- [9] Zeqiang, B.; Wenhua, L.; Yizhuo, S.; Xiaolei, H.; Wei, C. Research on Performance Test Method of Silicon Pyranometer. 11ª IEEE International Conference on Electronic Measurement & Instruments, 2013.
- [10] Macagnan, M. H. Introdução a Radiação Solar. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Unisinos, São Leopoldo, 2010.
- [11] Pereira, E. B.; Martins, F. R.; Gonçalves, A. R.; Costa, R. S.; Lima, F. J. L.; Rütther, R.; Abreu, S. L.; Tiepolo, G. M.; Pereira, S. V.; Souza, J. G. Atlas Brasileiro de Energia Solar, 2ª edição, pp. 88. São José dos Campos.
- [12] DGS – Deutsche Gesellschaft für Sonnenenergie. Planning & Installing Photovoltaic Systems – A guide for installers, architects and engineers. Earth- scan, UK, 2008. ISBN 978-1-84407-442-6.

- [13] Chiguera, T.; Leal, S. S.; Enhancement of UV Radiation by Cloud Effect in NE of Brazil. *International Journal of Photoenergy*, Hindaw, 2017, 9p.
- [14] Zomer, C.; R  ther, R. Simplified method for shading-loss analysis in BIPV systems. Part 2: Application in case studies. *Energy and Buildings*, v. 141, p. in press-83-95, 2017.
- [15] Almeida, M. P.; Zilles, R.; Lorenzo, E. Extreme overirradiance events in São Paulo, Brazil, *Solar Energy*, v. 110, pp. 168-173, 2014.
- [16] ROSSO, André Possamai. Desenvolvimento de células e módulos de referência para medição da radiação solar. 2019. 134 f. Dissertação (Mestrado) - Curso do Programa de Pós-Graduação em Energia e Sustentabilidade, Universidade Federal de Santa Catarina, Araranguá, 2019.
- [17] FREIRE, L. A. D. Desenvolvimento de um piranômetro fotovoltaico. 2008. 75f. Dissertação (Mestrado em Tecnologias Energéticas e Nucleares) - Universidade Federal de Pernambuco, Recife - PE, 2008.
- [18] VILELA, W. A. Estudo, desenvolvimento e caracterização de radi  metros para medidas da radiação solar. 178f. Tese (Doutorado em Engenharia e Tecnologia Espaciais), Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais, São José dos Campos - SP, 2010.
- [19] García, M.; Marroyo, L.; Lorenzo, E.; Marcos, J.; Pérez, M. Solar irradiation and PV module temperature dispersion at a large-scale PV plant. *Progress in Photovoltaics*, v. 23, pp. 1381-1389, 2015.
- [20] International Organization for Standardization, "Solar energy -Calibration of a pyranometer using pyrhelimeter", ISO 9846, 1993.
- [21] International Organization for Standardization, "Solar energy - Calibration of field pyranometers by comparison to a reference pyranometer", ISO 9847, 1992.
- [22] Metzdorf J 1987 Calibration of solar cells. 1: The differential spectral responsivity method *Appl. Opt.* 26 1701–8
- [23] Emery, Keith. Meydbray, Jenya. Kurtz, Sarah. 2012/04/01 P. 108 – 110 *Pyranometers and Reference Cells, the Difference*. Vol. 4 - PV Magazine
- [24] Matthew Lave, Jan Kleissl, Cloud Speed Impacto on Solar Variability Scaling – Application to the Wavelet Variability Model, *Solar Energy*, Volume 91, 2013, Pages 11-21.
- [25] M. Olama, I. Sharma, T. Kuruganti, J. Dong, J. Nutaro and Y. Xue, "Spectral Analytics of Solar Photovoltaic Power Output for Optimal Distributed Energy Resource Utilization," 2017 IEEE Power & Energy Society General Meeting, 2017, pp. 1-5.
- [26] Renn   D. NREL data set shows clouds' effects on solar power, NREL News Release No. 4411, 31/08/11
- [27] ANDRADE, Pietra Isabele Ferreira de. Análise da Distribuição Espacial e Temporal da Radiação Solar na Região Sul Litorânea e Serrana de Santa Catarina a partir de Estação Meteorológicas de Superfície. 2020. 72 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Curso de Engenharia de Energia, Universidade Federal de Santa Catarina, Araranguá, 2020.
- [28] Marcos, J.; Marroyo, L.; Lorenzo, E.; Alvira, D.; Izco, E. Power output fluctuations in large scale PV plants: one year observations with one second resolution and a derived analytic model, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, v. 19, pp. 218 - 227, 2011.
- [29] McCormick, P.G.; Suehrcke, H. The effect of intermittent solar radiation on the performance of PV systems, *Solar Energy*, v. 171, pp. 667-674, 2018.
- [30] Marion, B.; Smith, B. Photovoltaic system derived data for determining the solar resource and for modeling the performance of other photovoltaic systems, *Solar Energy*, v. 147, pp. 349- 357, 2017.
- [31] Marcos, J.; Marroyo, L.; Lorenzo, E.; Alvira, D.; Izco, E. Power output fluctuations in large scale PV plants: one year observations with one second resolution and a derived analytic model, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, v. 19, pp. 218-227, 2011.
- [32] N. Laaroussi, K. El Azhary, M. Garoum, S. Raefat and A. Feiz, "Semi-empirical models for the estimation of global solar irradiance measurements in Morocco," *2016 3rd International Conference on Renewable Energies for Developing Countries (REDEC)*, 2016, pp. 1-6, doi: 10.1109/REDEC.2016.7577505.



## 40<sup>th</sup> SENAFOR

24<sup>th</sup> International Forging Conference

23<sup>rd</sup> National Sheet Metal Forming Conference / 10<sup>th</sup> International Sheet Metal Forming

Conference / 7<sup>th</sup> BrDDRG Congress

10<sup>th</sup> International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

3<sup>rd</sup> International Conference on Surface Engineering in Material Forming

Centro de Eventos do Hotel Continental - Porto Alegre/RS

October 13-15, 2021

# ADDITIVE MANUFACTURING TECHNOLOGY FOR GEARS: OVERCOMING THE TRANSMISSION ELECTRIFICATION CHALLENGES

Guilherme Santos <sup>(1)</sup>

Lucas Robatto <sup>(2)</sup>

Ronnie Rego <sup>(3)</sup>

## ABSTRACT

It is estimated that by 2030 approximately 32% of new car sales will correspond to electric vehicles. Considerable investments will be necessary to develop electric vehicles technology to the point in which customers do not have to compromise on vehicle performance. One of the most prominent challenges is related to electric vehicles transmission. Electrical vehicles are generally heavier pushing the necessity of decreasing transmission weight. The electric motor operates at higher speeds favoring transmission noise. Additively manufactured (AM) gears show potential for reducing weight and noise while also demonstrating increased energy and material efficiency. Nonetheless, the effect of Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) process parameters on part integrity is not yet fully comprehended especially for carburizing steel. The objective of this research is to characterize the microstructural and mechanical properties of DIN 20MnCr5 steel processed by L-PBF and indicate the challenges present in the application of L-PBF as a gear manufacturing process aimed at the electric vehicle requirements. Samples were processed by L-PBF with varying laser power, scanning speed, and scanning strategy. Microstructure, porosity, and distortion were characterized and linked with process parameters. Tensile test samples were tested to determine mechanical properties. Process characteristics and material properties were compared to gears' requirements. Low porosities can be reached by fine-tuning process parameters. Part fracture is a concern when considering the L-PBF of carburizing steel. Scanning strategy and part orientation can help control the residual stress of the part and the incidence of cracks. A prototype gear with considerable weight reduction was achieved showing the potential of L-PBF to deal with the challenges of electrification.

**Keywords — Laser Powder Bed Fusion, AM Gears, Process Parametrization, Electric Vehicles, Carburizing Steel.**

<sup>(1)</sup> M.Sc.; Aeronautics Institute of Technology, Brazil, guilherme@ita.br

<sup>(2)</sup> M.Sc.; Aeronautics Institute of Technology, Brazil, robatto@ita.br

<sup>(3)</sup> Prof. Dr.; Aeronautics Institute of Technology, Brazil, ronnie@ita.br

## 1. INTRODUCTION

In 2020, the global sales of electric vehicles (EVs) reached 3.24 million. This accounted for 2.6% of the global car sales, and a 44% year-on-year increase compared with the 2.1 million vehicles sold in 2019 [1]. This shows that more consumers have become comfortable in switching from internal combustion vehicles to EVs as the price gap shortens and consumers become more aware of the long-term cost benefits of EVs.

From the automotive industry's point of view, however, there are still technical issues to be tackled to guarantee a seamless transition from internal combustion engine vehicles to EVs. Transmission, for example, is a topic that has been receiving great attention due to the operating conditions of EVs that profoundly change the transmission's requirements. The electric motor operates at higher rotational speeds which demand from gears improved contact fatigue as well as allowance for a higher number of bending fatigue cycles. The demand for increased driving range per battery charge pushes the development of low-weight vehicles that consumes less energy. This trend affects all vehicle components including transmission gears [2].

Additively manufactured (AM) gears are a promising technology to deal with the challenges of vehicle electrification. AM gears can potentially increase energy efficiency due to the possibility of using lightweight designs with no additional manufacturing cost. The combination of lightweight designs with the near-net-shape characteristic allows the manufacturing of complex shapes with minimum material waste [3]. AM gears' fatigue life can benefit from macrogeometry optimization that otherwise cannot be performed by other conventional gear manufacturing processes [4]. However, few publications have explored the usage of carburizing steel for the manufacture of gears [5]-[7]. The studies tend to focus on the properties of the L-PBF material [5-6] and the mechanical properties of the final gear [7]. However, challenges regarding the printability of the part and the role of process parametrization on it are not described.

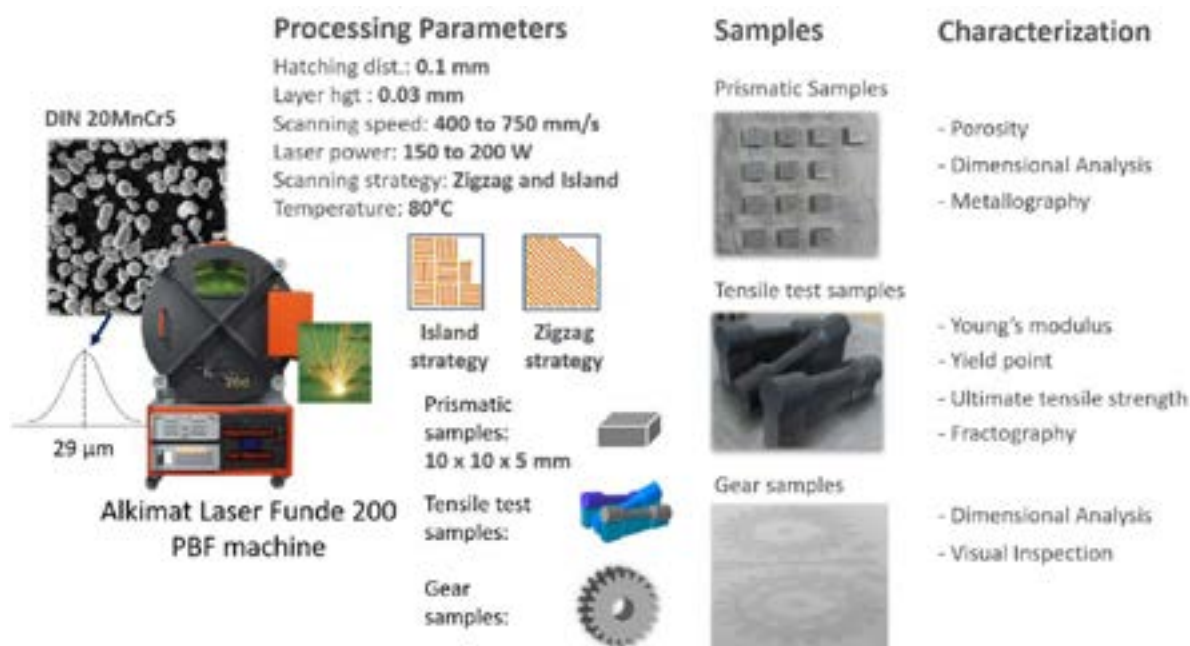
The selective laser melting process has a variety of parameters that directly affect the part printability, along with the mechanical, microstructural, and dimensional properties of a part. The final L-PBF gear integrity, dimensional deviation, porosity, mechanical and microstructural properties dependence on process parameters is not yet fully comprehended. In this context, the objective of this research is to characterize the printability, microstructural and mechanical properties as well as dimensional properties of DIN 20MnCr5 produced by L-PBF. From that, challenges present in the application of L-PBF as a gear manufacturing process are described, and potential means to overcome them are suggested.

## 2. MATERIALS AND METHODS

The overall scope of this research is to characterize the influence of the laser power, laser speed, and scanning strategy in the microstructural, mechanical, and dimensional properties of samples manufactured by selective laser melting. The specimens were produced in an Alkimat Laser Funde 200 powder bed fusion machine equipped with a fiber laser and in a nitrogen atmosphere. The prismatic samples were manufactured with 10 (L) x 10 (W) x 5 (H) mm. A gas atomized spherical powder of DIN 20MnCr5 steel with a mean diameter of 29  $\mu\text{m}$  was applied for the specimen manufacturing. The processing parameters scanning speed and laser power were varied from 400 to 750 mm/s with an increment of 50 mm/s and 150 to 200 W with an increment of 25W, respectively. Zigzag and island scanning strategies were used in this study. To both strategies, a rotation of 67° was applied between successive layers. The powder bed temperature was kept at 80° C. The ASTM B962-17 standard was used to characterize porosity through the Archimedes principle. Dimensional analysis was conducted with the help of a caliper while microstructure characterization was performed following conventional metallography procedures.

From the above analyses, a set of processing parameters was chosen for the manufacture of standard tensile samples while still applying both scanning strategies. Challenges regarding part printability pointed out the necessity of printing the test samples with a 14° rotation angle relative to the powder bed. The tensile tests have been conducted following the ASTM A370-19 standard for the determination of Elastic modulus, Yield point, and Ultimate tensile strength.

Lightweight gear samples have been manufactured with the process parameters developed. Their dimensions have been assessed with a laser scanner. The materials and methods applied in this study have been summarized in Figure 1.



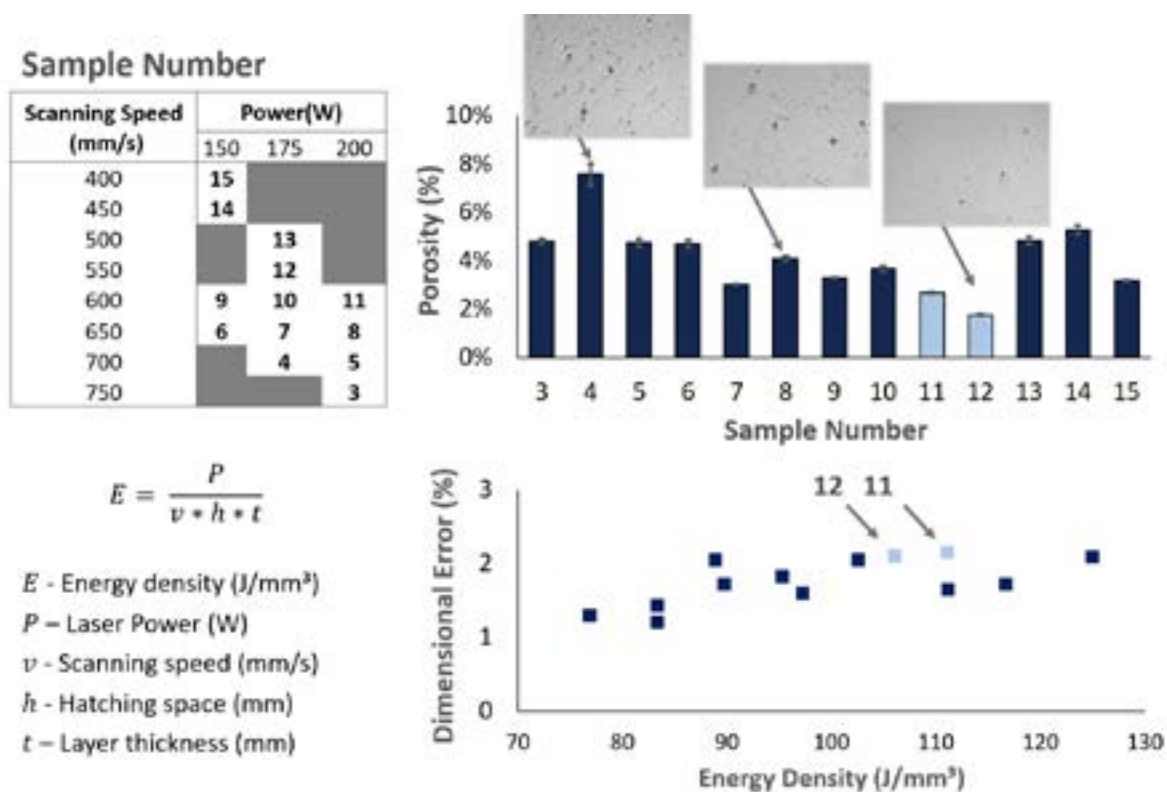
**Figure 1:** Process parameters, samples, and characterization applied in this study.

### 3. RESULTS

The porosity and dimensional error measurement results for varying laser power and scanning speeds with zigzag scanning strategy are presented in Figure 2. Porosity values ranging from 8% to 2% were identified. This result indicates that power and laser speed have a considerable impact on material properties for the L-PBF process, pointing out the importance of appropriate L-PBF parametrization. The lowest porosity achieved is around 2% which is in accordance with other L-PBF studies on DIN 20MnCr5 [8]. Regarding the dimensional analysis, the minimum and maximum deviations found were 1.3% and 2.1%. The positive sign of the deviations has to be highlighted to indicate that every measurement result was larger than the specified value. The dimensional deviation results correlate well with the applied energy density as defined in [9]. Low energy density results in a small dimensional deviation from the specified value. Similar results have been found for the island scanning strategy. From this point on, power and scanning speed has been fixed at 175 W and 550 mm/s aiming at minimizing porosity.

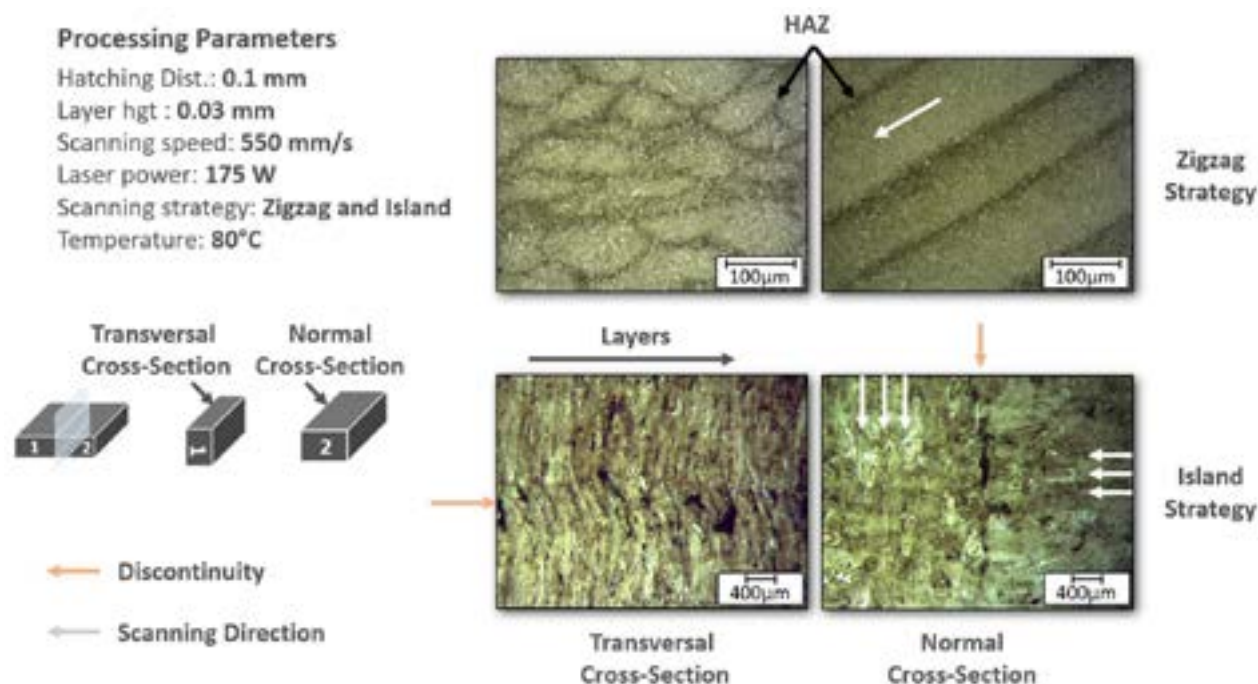
Porosity and dimensional deviation are extremely important considering the manufacture of gears. Porosity is acceptable at the gear body with some studies indicating that it can improve NVH performance [10]. However, at or near the surface porosity is not acceptable because it significantly impacts both bending and contact fatigue life. Gear rolling and shot peening are options to increase AM gears surface density [11]. Dimensional deviation deeply affects gear noise, contact pattern, and may cause interference. Considering a hard-finished gear, the dimensional deviation has to be considered when designing gear cutting stock. Large values of stock can increase grinding time and accelerate the wear of the grinding tool.





**Figure 2:** Porosity and dimensional error dependence on process parameters

The metallography of samples produced with 175 W and 550 mm/s with zigzag and island scanning strategies are shown in Figure 3. For the zigzag scanning strategy, the laser path can be recognized in the normal cross-section as it leaves continuous well-defined tracks across the sample. A heat-affected zone (HAZ) is seen between successive tracks and can be better understood when looking at the transversal cross-section where successive stacked layers can be seen. The microstructure is very refined composed of grains with less than 5  $\mu\text{m}$ . The sample manufactured with the island scanning strategy displays the same properties as the zigzag samples except for the fact that the island strategy introduced porous planes along the islands' intersections. At the island intersection, there is an orientation mismatch between laser trajectories. Although the laser performs a 67° rotation between layers, this rotation takes place exclusively within each island. The square frame on which the laser is moving is kept stationary, and thus, a discontinuity plane is formed between the island as the part is printed. These discontinuities can be deleterious for a gear application since they can impact fatigue life. Increasing the overlap between islands could result in a reduction of the porosities at the island intersection mitigating this effect.



**Figure 3:** Microstructure of L-PBF samples with zigzag and island scanning strategies

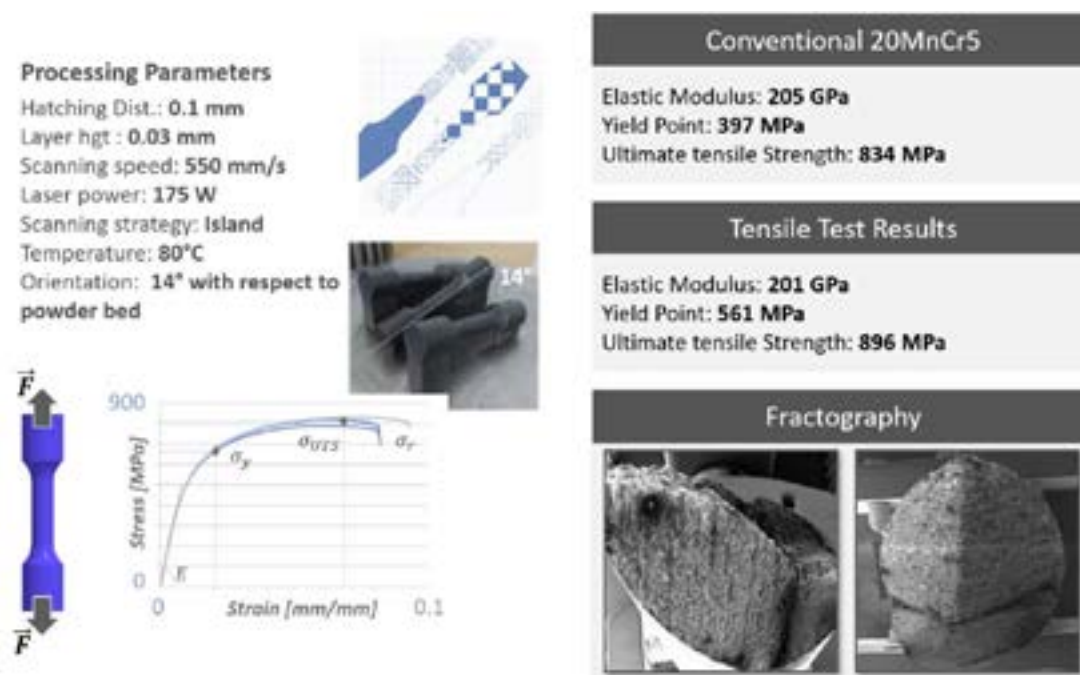
Tensile test samples manufactured with zigzag and island strategies are shown in Figure 4. Samples demonstrated cracks and warping from the build-up of residual stresses. Both phenomena being more pronounced for the zigzag scanning strategy. The laser path length is connected to the residual stress. The longer the laser path, the higher the residual stress magnitude [12]. The island strategy has a smaller continuous laser path length compared to the zigzag strategy which justifies the results. As the part is printed, the support structure may fracture due to the excessive deformation of the sample. When it happens, the part is slightly moved above the powder bed, and no new layers can be added to these regions until the powder is able to cover it again. In this case, this gives the circular shape of the cross-section of the tensile test sample an elliptical form. Conversely, it was observed that if no fracture takes place at the support material, the samples themselves would develop several cracks around the centerline. From the gear manufacturing point of view, such distortions are undesirable altering the contact stress distribution, transmission error, and contact fatigue life.



**Figure 4:** Crack development in L-PBF tensile test samples manufactured with a zero-rotation angle relative to the base plate

Due to the impossibility of manufacturing L-PBF samples at the proposed approach, a rotation of 14° was applied to the tensile test samples as indicated in Figure 5. By rotating the part, the time it takes to melt each layer decreases diminishing the temperature gradient between successive layers, and

consequently, reducing the residual stresses [13]. The approach enabled the manufacture of the tensile test samples whose results are also presented in Figure 5. The average value for the elastic module was 201 GPa. Yield point exhibited a value of 871 MPa and ultimate tensile strength of 896 MPa. The elastic modulus is similar to the expected values for a conventional normalized DIN 20MnCr5 [14]. The yield point and ultimate tensile strength are higher for the AM test sample. The fine grain structure may be responsible for the improved mechanical property. The similar values of yield point and ultimate tensile strength for the AM test samples indicate little hardening which may be related to the brittle behavior identified at fractography displayed in Figure 5. The crack nucleates at the interface of two neighbor islands as can be seen by the 90° angle between faces, the inclination of the edge of the crack, and finally by the crack surface morphology where characteristic L-PBF layers can be spotted.



**Figure 5:** Mechanical properties of AM tensile test samples

The L-PBF gear prototype is displayed in Figure 6. The process parameters adjustment enabled the gear manufacture although small cracks were still visible near the plate. Further process adjustments aimed at reducing residual stress can be applied to improve part integrity. The gear sample revealed an average dimensional deviation at the tip circle of approximately 0.7% in diameter and 2% in width. The dimensional deviation for the width may be higher due to the warping of the gear in the direction of the smallest stiffness.



**Figure 6:** Lightweight AM gear prototype.

The printed lightweight gear achieved a 23% weight reduction emphasizing the potential for increasing the power-to-weight ratio. This significant reduction in weight translates into vehicle weight reduction, which consequently results in increased range per charge. It has to be pointed out that being a near-net-shape process, the gain in weight comes along with a reduction in the amount of material necessary to manufacture the part. This shows that AM gears offer the possibility of achieving energy efficiency gains during vehicle operation through reduced battery consumption and during AM gear manufacturing through a reduction in the amount of consumed material

#### 4. CONCLUSION

In this work, the influence of the laser power, scanning speed, scanning strategy in the microstructural, mechanical, and dimensional properties of samples manufactured by selective laser melting have been characterized. Laser power and scanning speed were shown to influence porosity while energy density closely relates to dimensional deviation. Scanning strategy showed significant impact on macro defects with island scanning strategy giving rise to highly porous region. The microstructure revealed to display little variance with scanning strategy. Cracks were identified in tensile test samples manufactured with both scanning strategies being less pronounced at the island scanning strategy. The high residual stress built during printing pointed to the necessity of reducing the continuous laser path length and reduction of the cross-section of the printed layers. Tensile test results showed improved mechanical properties compared to the standard 20MnCr5 material although fracture occurred in a brittle manner. The manufactured gear samples demonstrated a 15% weight reduction that translates into less material waste and demonstrates the potential of AM gears for vehicles' weight reduction and gain in energy efficiency.

#### ACKNOWLEDGMENT

This study was financed by the Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Finance Code 001, Gerdau, Braskem, and Alkimat.

## REFERENCE

- [1] THE ELECTRIC VEHICLE WORLD SALES DATABASE. *EV Volumes*. 2020.
- [2] STADTFELD. Introduction to electric vehicle transmissions. *Gear Technology*. September 2020.
- [3] KAMPS, T.; LUTTER-GUENTHER, M.; SEIDEL, C.; GUTOWSKI, T.; REINHART, G. Cost-and energy-efficient manufacture of gears by laser beam melting. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2018. 21, 47-60.
- [4] ZHANG, X.; YOCOM, C. J.; MAO, B.; LIAO, Y. Microstructure evolution during selective laser melting of metallic materials: A review. *Journal of Laser Applications*. 2019. 31(3), 031201.
- [5] ZUMOFEN, L.; KIRCHHEIM, A.; DENNIG, H. J. Laser powder bed fusion of 30CrNiMo8 steel for quenching and tempering: examination of the processability and mechanical properties. *Progress in Additive Manufacturing*, 2020(5), 75-81.
- [6] SCHMITT, M., GOTTWALT, A., WINKLER, J., TOBIE, T., SCHLICK, G., STAHL, K.; REINHART, G. Carbon Particle In-Situ Alloying of the Case-Hardening Steel 16MnCr5 in Laser Powder Bed Fusion. *Metals*. 2021, 11(6), 896.A
- [7] SCHMITT, M.; KAMPS, T.; SIGLMÜLLER, F.; WINKLER, J.; SCHLICK, G.; SEIDEL, C.; REINHART, G. Laser-based powder bed fusion of 16MnCr5 and resulting material properties. *Additive Manufacturing*. 2020, 35, 101372.
- [8] SCHMITT, M.; SCHLICK, G.; SEIDEL, C.; REINHART, G. Examination of the processability of 16MnCr5 by means of laser powder bed fusion. *Procedia CIRP*. 2018, 74, 76-81.
- [9] THIJS, L.; VERHAEGHE, F.; CRAEGHS, T.; VAN HUMBEECK, J.; KRUTH, J. P. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V. *Acta materialia*. 2010, 58(9), 3303-3312.
- [10] FRECH, T.; SCHOLZEN, P.; LOEPENHAUS, C.; KLOCKE, F. Powder Metal Gears for Highly Loaded Powertrains. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*. 2018, 11(4), 431-440.
- [11] DIZDAR, S. High-performance sintered-steel gears for transmissions and machinery: A critical review. *Gear Technology*. 2012, 6065.
- [12] ALI, H., GHADBEIGI, H., MUMTAZ, K. Effect of scanning strategies on residual stress and mechanical properties of Selective Laser Melted Ti6Al4V. *Materials Science and Engineering: A*. 2018. 712, 175-187.
- [13] MERCELIS, P.; KRUTH, J. P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting. *Rapid prototyping journal*. 2006
- [14] VUKELIC, G., & BRNIC, J. Marine Shaft Steels (AISI 4140 and AISI 5120) Predicted Fracture Toughness by FE Simulation. *Materials Science*. 2017, 23(1), 16-20.
- [15] BARTLETT, J. L.; LI, X. An overview of residual stresses in metal powder bed fusion. *Additive Manufacturing*. 2019. 27, 131-149.